

# **Elektromigration in Gold und Silber Nanostrukturen**

Vom Fachbereich Physik  
der Universität Duisburg-Essen  
(Standort Duisburg)

zur Erlangung des akademischen Grades eines  
Doktors der Naturwissenschaften  
genehmigte Dissertation von

**Burkhard Stahlmecke**

aus Dinslaken

Referent : Prof. Dr. rer. nat. Günter Dumpich  
Korreferent : Prof. Dr. rer. nat. Marika Schleberger  
Tag der mündlichen Prüfung : 15. 1. 2008



*This above all, to thine own self be true.*

*Vor allem dies: dem eignen ich sei treu.*

(Polonius in: Shakespeare, Hamlet, Akt 1, Szene 3)



Für meine Eltern

*Es geht nichts über einen guten Start...*

Für Alex

*Danke für die notwendige große Geduld...*



## Kurzzusammenfassung

Als Elektromigration bezeichnet man den strominduzierten Massetransport in metallischen Leitern. Sie stellt den Hauptgrund für das Versagen von integrierten Schaltkreisen dar und ist seit mehr als 50 Jahren Gegenstand intensiver Untersuchungen.

In dieser Arbeit wurde die Elektromigration in polykristallinen Goldleiterbahnen und einkristallinen, selbstorganisierten Silberdrähten untersucht. Besonderes Augenmerk lag auf der hochauflösenden *in-situ* Beobachtung der auftretenden morphologischen Änderungen. Hierzu wurde ein neuer Versuchsstand aufgebaut und erfolgreich getestet.

Während der Elektromigration kommt es in metallischen Leitern üblicherweise zur Bildung von Poren an der Kathodenseite und zur Bildung von Hügeln an der Anodenseite. Dieses Verhalten wird in der vorliegenden Arbeit detailliert untersucht. Der elektrische Ausfall der Goldleiterbahnen erfolgt über eine schlitzförmige Pore senkrecht zur Stromrichtung. Die Porenfläche nimmt im wesentlichen linear mit der Versuchszeit zu. Der Ausfall der polykristallinen Leiterbahnen erfolgt typischerweise bei einer Gesamtporenfläche von 2 % bis 4 % der Gesamtleiterbahnfläche. Der Einfluss einzelner Poren in einer Leiterbahn unter massiver Strombelastung auf den elektrischen Widerstand wurde erfolgreich nachgewiesen.

Die Abhängigkeit des Elektromigrationsverhalten von Leiterbahnbreite und -höhe, der Korngröße sowie der Temperatur wurde eingehend studiert. Für hochauflösende Messungen wurden spezielle Leiterbahnen mit Einbuchtungen hergestellt. Die Abhängigkeit der Elektromigration von der Stromdichte sowie der Einfluss der Messungen auf die Elektromigration ist ebenfalls Gegenstand dieser Arbeit.

Bei Umkehrung der Polarität zeigt sich ein reversibles Elektromigrationsverhalten der Goldleiterbahnen, verbunden mit einer deutlichen Erhöhung der Lebensdauer. Hierbei wird ein merkliches Ausheilverhalten anhand der Widerstandsdaten der Leiterbahnen beobachtet. Weiterhin wird im Verlauf dieser Arbeit eine alternative Blechlänge bestimmt. Berechnet man das kritische Produkt aus Leiterbahnlänge und Stromdichte, ergibt sich eine gute Übereinstimmung mit Literaturdaten, welche für andere metallische Leiterbahnen erzielt wurden.

*Erstmals* konnten im Rahmen dieser Arbeit Messungen an einkristallinen, selbstorganisierten Silberdrähten durchgeführt werden. Überraschenderweise findet man bei diesem System ein völlig anderes Elektromigrationsverhalten als in polykristallinen Goldleiterbahnen. Der Ausfall erfolgt an der Anodenseite und nicht, wie üblich, an der Kathodenseite. Der Materialtransport in diesem System erfolgt also von der Anode in Richtung der Kathode und damit entgegengesetzt zur Bewegungsrichtung der Elektronen. Dieses Resultat deutet auf ein Überwiegen der direkten Kraft in diesem System hin.

## Abstract

Electromigration is the current induced mass transport in metallic wires. It is the main reason for electrical breakdown in integrated circuits and has been studied for more than 50 years.

In this thesis, the electromigration behavior in polycrystalline gold as well as in self-organized single crystalline silver wires are studied. To study the electromigration behavior in detail, *in-situ* investigations of the wires are performed in a scanning electron microscope, for which a new test rig was successfully installed.

During electromigration, the development of voids on the cathode and hillocks on the anode side of the wire are observed. This behavior is studied in detail in this thesis. Electrical breakdown in the gold wires takes place due to the presence of slit-like voids perpendicular to the current direction. The void area grows linearly during the course of the experiments, and the electrical breakdown takes place when the total void area reaches a value of 2 % to 4 % of the total wire area. The influence of *single* voids on the electrical resistance during high current stressing is determined.

The dependence of the electromigration behavior on the width and height as well as on the crystallinity and temperature of the gold wires is studied in detail. For high resolution imaging of the wires during the experiments, a special layout with arbitrary kinks is used. The dependence of electromigration effects on current density and on the influence of the measurement setup itself are also discussed in this thesis.

When reversing the current direction, a reversible electromigration behavior is observed. Also, the lifetime of the wires grows considerably. According to the resistance data, a remarkable stabilization of the polycrystalline wires is observed during this experiments. Furthermore, it is possible to define an alternative Blech length according to the position of voids and hillocks in the wires. This leads also to the determination of the critical product for these gold wires, which agrees well with data from literature on other metallic systems.

For the first time, it is possible to study electromigration within self-organized single crystalline silver wires. Surprisingly, the electromigration behavior is completely different from that observed for polycrystalline gold wires. Electrical breakdown takes place at the anode side of the wire, i. e. material transport takes place against the direction of the electrons. These results indicate, that the direct force might be the dominating force within this system.



# Inhaltsverzeichnis

<b>1. Einleitung</b>	<b>1</b>
1.1 Industrielle Bedeutung und Literaturübersicht . . . . .	2
1.2 Ziele der Arbeit . . . . .	9
<b>2. Grundlagen</b>	<b>11</b>
2.1 Kräfte bei der Elektromigration . . . . .	11
2.2 Einfluss der Leerstellen auf den Widerstand . . . . .	15
2.3 Fremdatome . . . . .	15
2.4 Diffusionspfade und Flussdivergenzen . . . . .	17
2.5 Blech-Länge . . . . .	22
2.6 Black-Gleichung . . . . .	24
2.7 Reversible Elektromigration . . . . .	27
2.8 Anwendungen der Elektromigration . . . . .	28
<b>3. Experimentelles</b>	<b>30</b>
3.1 Elektronenstrahlolithographie . . . . .	30
3.2 Widerstandsmessungen und in-situ REM-Untersuchungen . . . . .	32
3.2.1 Kontaktierung der Leiterbahnen und Bestimmung des Widerstandes . .	32
3.2.2 In-situ Beobachtung der morphologischen Änderungen . . . . .	36
3.3 Zusätzliche Charakterisierung . . . . .	37
3.4 Einkristalline Silberdrähte . . . . .	42
3.4.1 Herstellung der Silberdrähte . . . . .	42
3.4.2 Kontaktierung der Silberdrähte . . . . .	44
<b>4. Ergebnisse und Diskussion: Vorbetrachtungen zu den in-situ Messungen</b>	<b>47</b>
4.1 Einfluss und Bestimmung der Temperatur . . . . .	47
4.1.1 Bestimmung des linearen Temperaturkoeffizienten . . . . .	48
4.1.2 Bestimmung der Temperaturerhöhung innerhalb der Leiterbahnen . . .	50
4.1.3 Temperaturerhöhung in Abhängigkeit der Stromstärke . . . . .	52
4.2 Einfluss des Elektronenstrahls auf die Elektromigrationsmessungen im REM .	56
4.2.1 Einfluss des Elektronenstrahls . . . . .	56
4.2.2 Einfluss von Verunreinigungen . . . . .	60
4.3 Unterschied zwischen eingepprägtem Strom und eingepprägter Spannung . . . .	60
<b>5. Ergebnisse und Diskussion: Goldleiterbahnen</b>	<b>62</b>
5.1 Elektromigration in polykristallinen Goldleiterbahnen . . . . .	62
5.1.1 Morphologische Änderungen . . . . .	62
5.1.2 Darstellung des exemplarischen Widerstandsverhalten . . . . .	64
5.1.3 Entwicklung der Porenfläche . . . . .	66
5.1.4 Entwicklung der Stromdichte . . . . .	68
5.1.5 Detailbetrachtung der kritischen Poren . . . . .	69

5.1.6	Weitere Beispiele des Elektromigrationsverhaltens in polykristallinen Leiterbahnen . . . . .	72
5.1.7	Tieftemperaturmessungen . . . . .	75
5.1.8	Einfluss vorgegebener Engstellen . . . . .	76
5.2	Kornwachstum und der Einfluss von Kohlenstoff . . . . .	77
5.2.1	Kornwachstum innerhalb von Leiterbahnen . . . . .	77
5.2.2	Einfluss von (Kohlenstoff)-Verunreinigungen . . . . .	79
5.3	Reversible Elektromigration in Goldleiterbahnen . . . . .	81
5.3.1	Morphologische Änderungen innerhalb der Leiterbahnen . . . . .	81
5.3.2	Widerstandsverhalten während der reversiblen Elektromigration . . . .	84
5.3.3	Verknüpfung der morphologischen und elektrischen Messdaten . . . . .	86
5.4	Bestimmung einer alternativen Blechlänge . . . . .	87
5.5	Abschließende Diskussion: Polykristalline Goldleiterbahnen . . . . .	92
<b>6.</b>	<b>Ergebnisse und Diskussion: Silberdrähte</b>	<b>96</b>
6.1	Elektromigration in einkristallinen Silberdrähten . . . . .	96
6.2	Vergleich von einkristallinen Silberdrähten und polykristallinen Goldleiterbahnen	98
6.3	Einfluss von Fremdatomen . . . . .	100
6.4	Reversibilität bei einkristallinen Silberdrähten . . . . .	102
6.5	Einfluss von zusätzlichen Spannungsabgriffen sowie von Kohlenstoffablagerungen	103
6.6	Abschließende Diskussion: Einkristalline Silberdrähte . . . . .	106
<b>7.</b>	<b>Zusammenfassung und Ausblick</b>	<b>109</b>
<b>A</b>	<b>Bestimmung der Porenfläche</b>	<b>112</b>
	<b>Literaturverzeichnis</b>	<b>114</b>
	<b>Abbildungs- und Tabellenverzeichnis</b>	<b>129</b>
	<b>Danksagung</b>	<b>132</b>
	<b>Lebenslauf</b>	<b>134</b>
	<b>Veröffentlichungen</b>	<b>136</b>

# 1. Einleitung

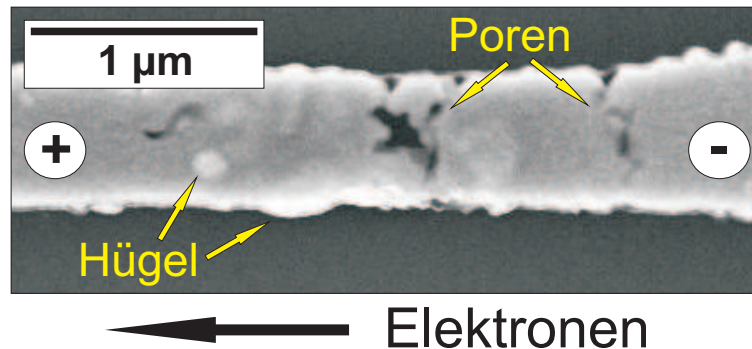
Das Phänomen des Elektrotransports, also des strominduzierten Massetransports innerhalb eines metallischen Leiters, wurde bereits 1861 von Gerardin an einer Blei-Zinn Legierung beobachtet (siehe Zitate in [1]). Systematische Untersuchungen an unterschiedlichen Metallen werden seit mehr als 50 Jahren vorgenommen. Grundlegende Untersuchungen beschäftigten sich zunächst mit dem Phänomen des stromgetriebenen Massetransports und waren Bestandteil von Forschungen zum Diffusionsverhalten in Festkörpern. Für den Elektrotransport in Festkörpern, und hier vor allem für Metallisierungen in Computerchips [2], wurde der Begriff Elektromigration geprägt. Durch die Verkleinerung elektronischer Bauelemente wurde die Elektromigration technologisch immens wichtig, da sie gegen Ende der 60er Jahre des zwanzigsten Jahrhunderts als Hauptgrund für das Versagen integrierter Schaltkreise (englisch: integrated circuit, IC) identifiziert werden konnte. Dabei spricht man von einem Ausfall aufgrund von Elektromigration nicht nur bei elektrisch unterbrochenen Leiterbahnen durch die so genannte Porenbildung, sondern auch, wenn zwei Leiterbahnen aufgrund eines sich bildenden Hügels<sup>1</sup> einen elektrischen Kurzschluss produzieren.

In Abb. 1.1 ist ein Beispiel für eine typische Elektromigrationsschädigung einer Leiterbahn gezeigt. Man erkennt in dieser rasterelektronenmikroskopischen Aufnahme eine Goldleiterbahn, welche auf einem einkristallinen Siliziumsubstrat mit Hilfe der Elektronenstrahlolithographie präpariert wurde. Ein Strom mit einer Dichte von ca.  $1 \times 10^8 \text{ A/cm}^2$  ist für einen Zeitraum von 10 Minuten durch die Leiterbahn geflossen. Dadurch kam es zur Bildung von Poren (dunkler Kontrast innerhalb der Leiterbahn) und Hügeln (heller Kontrast). Die Form der Schädigung ist typisch für das Auftreten von Elektromigrationseffekten in polykristallinen Leiterbahnen.

Bei integrierten Schaltkreisen verringerten sich die Abmessungen der Metallisierungen beständig von mehreren Mikrometern Breite auf derzeit  $90 \text{ nm}$ ; gleichzeitig fand ein Materialwechsel von Aluminium- zu Kupfermetallisierungen statt. Für die Zukunft ist eine weitere Verringerung der Metallisierungen bis hinab zu  $14 \text{ nm}$  im Jahre 2020 geplant (für Metallisierungen innerhalb der CMOS-Technologie; siehe *International Technology Roadmap for Semiconductors*, ITRS, Edition 2005 [3]). Aufgrund der verringerten Dimensionen steigt die Stromdichte innerhalb der Metallisierungen beständig an und erreicht momentan Werte von  $1 \times 10^7 \text{ A/cm}^2$ . Vergleicht man diese Stromdichte mit der eines typischen Haushaltskabels (mit einem Querschnitt von  $1,5 \text{ mm}^2$ ) müsste dieses Kabel einen Dauerstrom von 700000 Ampere tragen. Aufgrund der kontinuierlich ansteigenden Stromdichte stellt die Elektromigration, trotz zahlreicher Verbesserungen

---

<sup>1</sup>In dieser Arbeit werden durchgängig die deutschen Begriffe Pore und Hügel verwendet; diese entsprechen den englischen Begriffen *void* und *hillock*.



**Abb. 1.1:** Beispiel für Elektromigrationseffekte innerhalb einer Goldleiterbahn. Man erkennt Poren (dunkler Kontrast) und Hügel (heller Kontrast). Die Bildung der Poren erfolgt dabei bevorzugt an der Kathodenseite der Leiterbahn.

innerhalb der Prozessierung und der verwendeten Materialien, weiterhin den Hauptgrund für das Versagen von integrierten Schaltkreisen dar.

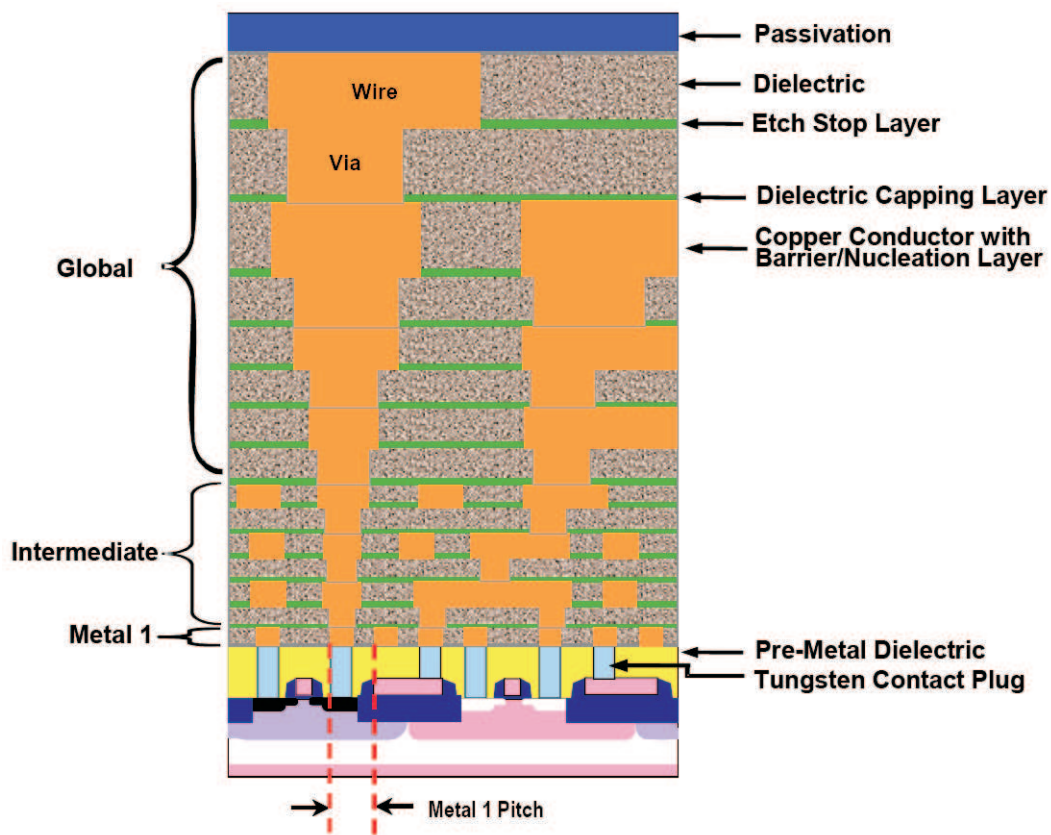
Neben diesem technologischen Interesse sind weiterhin viele physikalische Fragestellungen hinsichtlich des strominduzierten Massetransports nur unbefriedigend beantwortet. Der Grund hierfür liegt in der Komplexität der verwendeten Materialsysteme und den zahlreichen Parametern, welche Einfluss auf die Migration der Atomrümpfe nehmen. Im Folgenden wird zunächst ein Überblick über die industrielle Bedeutung sowie eine Literaturübersicht gegeben, bevor die Ziele der vorliegenden Arbeit erläutert werden.

## 1.1 Industrielle Bedeutung und Literaturübersicht

Die fortschreitende Verkleinerung der mikroelektronischen Komponenten führt zu immer höheren Anforderungen an die strukturellen und elektrischen Eigenschaften der verwendeten Bauteile. Dies wird vor allem bei den integrierten Schaltungen deutlich, wo es entsprechend dem Moore'schen Gesetz <sup>2</sup> eine Verdoppelung der Leistungsfähigkeit alle zwei bis drei Jahre gab und in naher Zukunft weiterhin geben soll [3].

Die entscheidende Rolle für die Funktion der logischen Komponenten eines IC's spielen die elektrischen Zuleitungen, auch Metallisierungen genannt. Momentan befinden sich pro Quadratzentimeter einer MPU (Main Processor Unit) elektrische Verbindungen von ca. einem Kilometer Länge (siehe [3], Kapitel *Interconnect*, Seite 13) auf den untersten fünf Metallisierungsebenen. Die minimale Strukturgröße dieser Metallisierungen (im englischen als "half pitch" bezeichnet) beträgt momentan 90 nm und soll im

<sup>2</sup>Benannt nach Gordon Moore, Intel, der den empirischen Zusammenhang in der Steigerung der Leistungsfähigkeit erkannte. Das Moore'sche Gesetz gilt dabei ebenso für andere Größen wie Prozessorgeschwindigkeit oder Festplattenkapazität.

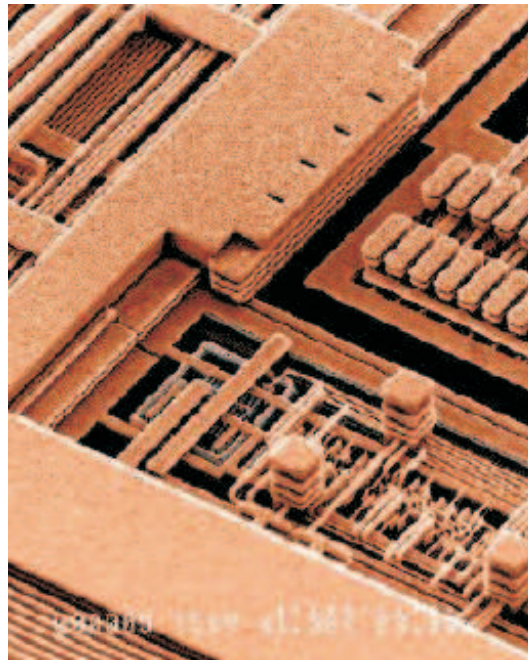


**Abb. 1.2:** Schematische Ansicht der verschiedenen Ebenen von Metallisierungen innerhalb eines integrierten Schaltkreises (entnommen aus [4].)

Jahre 2020 bei nur 14 nm liegen. Dies stellt enorme Herausforderungen an die Haltbarkeit der Metallisierungen.

Abb. 1.2 zeigt einen schematischen Schnitt durch die Metallisierungen eines modernen integrierten Schaltkreises. Die Verbindung zu den logischen Komponenten wird an der untersten Metallisierungsebene durch Wolframverbindungen (Tungsten contact plug) geschaffen. Hierüber befindet sich die Ebene mit den kleinsten metallischen Verbindungen mit einer minimalen Strukturbreite von derzeit 90 nm. Über der ersten Metallisierungsebene befinden sich die so genannten Intermediate-Ebenen; die Gesamtlänge dieser untersten Metallisierungen beträgt bis zu 1 km pro Quadratzentimeter Chipfläche. Bereits bei Ausfall *einer* Leiterbahn kann die Funktionsfähigkeit des IC's entscheidend beeinträchtigt werden. Der Ausfall durch Elektromigration findet im wesentlichen nur auf der ersten Metallisierungsebene statt. Pro Chip mit mehreren Millionen Verdrahtungen sind weniger als 100 Verbindungen als elektromigrationsgefährdet anzusehen.

Abb. 1.3 zeigt die zu Anschauungszwecken mittels eines Ätzprozesses freigelegten Kupfermetallisierungen eines IC's [5]. Hierbei handelt es sich um eine der ersten Metallisierungen aus dem Jahre 1997, bei welchem die elektrischen Verbindungen mit Kupfer



**Abb. 1.3:** Kupfermetallisierungen innerhalb eines integrierten Schaltkreises. Das umgebende Material wurde mittels eines Ätzprozesses entfernt. Die Größe des Bildausschnittes beträgt ca.  $20\ \mu\text{m}$  (entnommen aus [5]).

hergestellt wurden. Man erkennt neben vielen sehr breiten Leiterbahnen die verschiedenen Verbindungen zwischen den einzelnen Ebenen sowie im vorderen Bereich einige Leiterbahnen mit minimaler Breite. Neben den Problemen, die bei der Herstellung solch filigraner Strukturen überwunden werden mussten, spielte auch die Elektromigration, unter anderem für das Design der IC's, eine bedeutende Rolle<sup>3</sup>. Im Folgenden wird daher zunächst ein kurzer Abriss der Entwicklung der Elektromigrationsforschung vorgenommen.

Nach der erstmaligen Beschreibung des Elektrotransports im Jahre 1861 durch Gerardin, wurden bereits im Jahre 1896 von Austen Diffusionsexperimente an Festkörpern durchgeführt. Es dauerte jedoch bis zur Mitte des zwanzigsten Jahrhunderts, bis die Festkörperdiffusion, und damit auch die Elektromigration, ein allgemein anerkannter Prozess war (siehe Seite 192 in [6]). Bis in die 1960er Jahre gab es hauptsächlich ein akademisches Interesse an diesem Phänomen. Ende der 1960er Jahre wurde die Elektromigration als Ursache für den Ausfall mikroelektronischer Schaltungen in IC's mit den damals üblichen Aluminiummetallisierungen erkannt. (siehe [1] und Zitate darin).

Seit den späten 1960er Jahren konzentrierte sich die Forschung darauf, den Aus-

<sup>3</sup>Zum Beispiel sorgt ein intelligentes Design der Leiterbahnen in den oberen Metallisierungsebenen dafür, dass diese über ihre Energiedissipation die unteren Leiterbahnen nach Möglichkeit nur wenig beeinflussen.



fall einzelner Leiterbahnen zu verhindern oder zumindest zu verzögern und so die Zuverlässigkeit und Lebensdauer der Schaltkreise zu erhöhen. Hierbei wird vielfach auf statistische Messungen an identischen Leiterbahnensembles zurückgegriffen. Um Messungen in verschiedenen Laboren vergleichbar zu machen, wurde ein internationaler Standard geschaffen, nach welchem diese Ausfallzeiten bestimmt werden [7].

Unter normalen Betriebsbedingungen (heute:  $\sim 105\text{ }^{\circ}\text{C}$  [3]) soll der Ausfall einzelner Leiterbahnen eines IC's frühestens nach zehn Jahren erfolgen. Daher ist es nicht möglich, einen Test unter normalen Betriebsbedingungen ablaufen zu lassen. Um dennoch eine Aussage bezüglich der zu erwartenden Lebensdauer zu treffen, wurden verschiedene Testmethoden entwickelt, welche unter Einsatz hoher Temperaturen und/oder Stromdichten beschleunigte Lebensdauertests gestatten (siehe z. B. [8]). Mit Hilfe der empirischen Black-Gleichung lässt sich anschließend eine Aussage über die Lebensdauer unter Betriebsbedingungen treffen<sup>4</sup>.

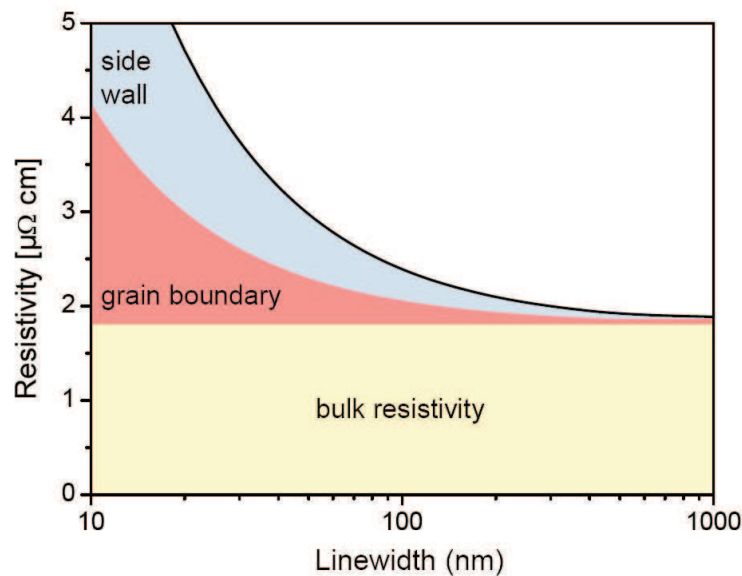
In integrierten Bauelementen wurde bis vor wenigen Jahren in erster Linie Aluminium für die Metallisierungen verwendet. Ein Vorteil von Aluminium ist die relativ hohe Leitfähigkeit und die Bildung einer natürlichen Oxidschicht, welche als Diffusionsbarriere dient und so zu einer Verlängerung der Lebensdauer führt. Ein Nachteil ist der geringe Schmelzpunkt und die hohe intrinsische Diffusion. Weiterhin kommt für III-IV Halbleitersysteme wie beispielsweise Galliumarsenid Gold als Metallisierung zum Einsatz [9,10]).

Bereits Anfang der siebziger Jahre des vorigen Jahrhunderts wurde erkannt, dass die Beimengung geringer Anteile anderer Metalle (hier ist vor allem Kupfer zu nennen) dazu führt, dass man eine wesentliche Erhöhung der Lebensdauer erhält (siehe z. B. [11]). Der Grund für die Verlängerung der Lebensdauer liegt in der bevorzugten Migration der Fremdatome.

Einen entscheidenden Einfluss auf die Lebensdauer haben weiterhin die Korngröße und die Anordnung der Körner innerhalb einzelner Leiterbahnen. Materialien mit kleinen Körnern zeigen aufgrund der energetisch günstigen Korngrenzendiffusion eine erhöhte Anfälligkeit für Elektromigrationseffekte. Dies wurde bereits recht früh [12] erkannt, und in der Folge befassten sich in den 1970er Jahren eine Reihe von Arbeiten mit sogenannten Bambusstrukturen. Hierbei bestehen die Leiterbahnen, oder Teile der Leiterbahnen aus einkristallinen Bereichen. Das Ziel war es, die Lebensdauer mit Hilfe dieser Bereiche, die eine höhere Aktivierungsenergie für die Diffusion benötigen, zu erhöhen. Die höchste Aktivierungsenergie für Diffusionsvorgänge und damit die größte Resistenz gegenüber Elektromigrationsschädigungen weisen im allgemeinen einkristalline Leiterbahnen auf; dementsprechend fanden eine Reihe von Untersuchungen an einkristallinen

---

<sup>4</sup>Dies gilt, solange sich der für den Ausfall verantwortliche Diffusionspfad nicht ändert.



**Abb. 1.4:** Schematische Darstellung des Einflusses der Größe von Kupfermetallisierungen auf den Widerstand. Man erkennt eine deutliche Zunahme mit kleiner werdenden Dimensionen der Leiterbahnen aufgrund zusätzlicher elektronischer Streueffekte (entnommen aus [13]).

Aluminiumleiterbahnen statt [14].

Der Einfluss von Zulegierungen und der Kornstruktur ist in den letzten Jahrzehnten, vor allem an Aluminium (-Legierungen), sehr intensiv untersucht worden. Doch aufgrund der weiterhin gestiegenen Anforderungen an die Metallisierungen wurde im Jahr 1997 (siehe [15], Seite 405 und den darin enthaltenen Referenzen) damit begonnen, Aluminium durch Kupfer mit höherer Leitfähigkeit zu ersetzen [16].

Die Vorteile von Kupfer als Metallisierung wurden innerhalb von zwei Jahren durch die fortschreitende Miniaturisierung aufgezehrt [17]. Aufgrund der kleiner werdenden Dimensionen kommt es zu einer erhöhten Energiedissipation innerhalb der Leiterbahnen. Dies ist in Abb. 1.4 dargestellt, wo schematisch die verschiedenen Einflussgrößen auf den Widerstand in Abhängigkeit der Leiterbahnbreite gezeigt sind. Man erkennt in Abbildung 1.4, dass der Beitrag des Widerstandes der Korngrenzen sowie der Seitenwände für Leiterbahnen mit einer Breite unter 100 nm erheblich ansteigt. Mit zunehmenden Widerstand steigt entsprechend die Energiedissipation innerhalb einer Metallisierung. Aufgrund von Joule'scher Wärme kommt es so zu einer erhöhten Temperatur und damit verbunden zu einer verstärkten Elektromigration, welche gerade in den nanostrukturierten Leiterbahnen schnell zu einem elektrischen Ausfall führt. Daher gehört auch in Zukunft die Elektromigration zu den größten Herausforderungen bei der Herstellung von zuverlässigen Halbleiterbauteilen.

Neben dem Problem der Elektromigration in den Metallisierungen wurde in den letz-



ten Jahren erkannt, dass es aufgrund der hohen Stromdichten auch in den Lötkontakten (Verbindung des IC's zu den makroskopischen Steckern der Bauteile) zu Elektromigrationseffekten kommt. Diese müssen in zukünftige Zuverlässigkeitsuntersuchungen mit einfließen [18]. Ein weiteres Problem stellt dabei die Umstellung auf neuartige Lötkontakte mit einem geänderten Elektromigrationsverhalten dar [19,20].

Industriell spielt die Erforschung der Elektromigration und verwandter Effekte also eine wesentliche Rolle. Obwohl seit fünfzig Jahren mit einem immensen Aufwand (sowohl experimentell als auch finanziell [21]) Forschung auf diesem Gebiet betrieben wird, sind die grundlegenden Mechanismen der Elektromigration im Detail noch nicht verstanden. Viele der durchgeführten Untersuchungen an den verschiedenen Materialien und Materialsystemen waren empirischer Natur. Das Ziel war es und ist es weiterhin, die Lebensdauer von bestimmten Strukturen bzw. Materialien zu verlängern. Aufgrund der Vielzahl der Parameter, welche Einfluss auf die Elektromigration nehmen (wie z. B. Temperatur, Morphologie, innere Spannungen, Fremdatome, usw. [22]), ist es schwierig, einzelne Einflussgrößen voneinander zu separieren.

Im Folgenden wird - ohne Anspruch auf Vollständigkeit - ein kurzer Überblick über die Literatur gegeben, bevor in den nachfolgenden Kapiteln die Grundlagen der Elektromigration näher erläutert werden.

Trotz der über fünfzigjährigen intensiven Erforschung der Elektromigration gibt es - vermutlich wegen der hohen Komplexität dieses Forschungsgebietes - in neuerer Zeit nur wenige Monographien über dieses Thema. Im Jahre 1972 hat Wever [23] als einer der Pioniere auf dem Gebiet der Festkörperlösung eine bis heute in vielen Bereichen immer noch aktuelle und erstaunlich umfassende Monographie über den Elektro- und den Thermotransport verfasst. Speziellere Monographien befassen sich in neuerer Zeit hauptsächlich mit Untersuchungen der Elektromigration in Zusammenhang mit der Herstellung von IC's [8,15]. Weiterhin sind im Laufe der letzten zwei Jahrzehnte eine Reihe von Übersichtsartikeln - vor allem zur Elektromigration in IC's - erschienen [1,17,19,22,24]. Diese befassen sich teilweise mit speziellen Problemen wie der Elektromigration der Lötkontakte [20] oder der Elektromigration auf Halbleiteroberflächen [25].

Bisherige Untersuchungen zur Elektromigration wurden an einer großen Anzahl von Metallen durchgeführt. Berücksichtigt wurden dabei bislang - wegen der großen industriellen Bedeutung - vor allem reines Aluminium [12,26–31] und Aluminium-Kupfer Legierungen [32–39] sowie weitere Legierungszusätze. In neuerer Zeit wird Kupfer als Metallisierung verwendet [16,40–44], wobei auch hier Legierungszusätze [19,45] sowie der Einfluss von Deckschichten [46] untersucht werden. Neben diesen beiden in der industriellen Forschung intensiv untersuchten Metallen, gibt es auch Untersuchungen an

Silber [47–49], Gold [50–55] und vielen weiteren Metallen [56–61]. Weiterhin wurden Untersuchungen an Legierungen wie Permalloy [62] oder an Supraleitern [63] durchgeführt.

Nicht nur die Anzahl der untersuchten Metalle bzw. Legierungen ist beachtlich. Auch die Anzahl der verwendeten (*in-situ*) Untersuchungsmethoden ist beeindruckend. Diese lassen sich dabei grob in zwei Kategorien unterteilen. In der ersten Kategorie beruhen die Methoden alleine auf der Änderung des elektrischen Widerstandes. Dies macht man sich hauptsächlich bei beschleunigten Lebensdauertests zu Nutze, bei denen die Position und der Mechanismus des Ausfalls unwesentlich ist. Die zweite Kategorie beinhaltet Methoden, bei denen neben den elektrischen Messdaten die morphologischen Änderungen der Leiterbahn abgebildet werden. Hier kann eine Unterscheidung zwischen *in-situ* und *ex-situ* Methoden vollzogen werden.

Da es sich bei der Elektromigration um einen statistischen Effekt handelt, wird oftmals die mittlere Ausfallzeit eines Ensembles gleicher Leiterbahnen bei erhöhten Stromdichten und/oder Temperaturen bestimmt [64]. Mittels der empirischen Black-Gleichung (z. B. [65,66], siehe auch Kap. 2.6) lassen sich die gewonnenen Daten auf die Ausfallzeit bei Betriebsbedingungen umrechnen. Auch das elektrische  $1/f$ -Rauschen wird als Indikator für eine Elektromigrationsschädigung genutzt<sup>5</sup> [24,67–69].

Für die direkte Bestimmung von Elektromigrationseffekten wird nach Ausfall der Leiterbahnen häufig eine *ex-situ* Analyse durchgeführt. Hierbei werden einzelne Leiterbahnen mikroskopisch (mittels Lichtmikroskopie oder elektronenoptischer Verfahren wie Rasterelektronenmikroskopie [REM] und Transmissionselektronenmikroskopie [TEM] sowie Rastersondenverfahren wie Rasterkraftmikroskopie [AFM] und Rastertunnelmikroskopie [engl.: Scanning Tunneling Microscopy, STM]) analysiert [43,70]. Dabei lässt sich, beispielsweise mit Einsatz von Markierungen, welche entweder aus einem inerten Material bestehen oder einfach Einkerbungen auf dem zu untersuchenden Werkstück sind [56], direkt die Diffusionsgeschwindigkeit und damit der Diffusionskoeffizient bestimmen. Ein Spezialfall sind dabei "post-mortem" Analysen bei, denen die Untersuchung erst nach dem elektrischen Ausfall erfolgt.

Die *in-situ* Beobachtung von Elektromigrationseffekten erfolgt ebenfalls mit den zuvor genannten Untersuchungsmethoden. Der Vorteil liegt in der direkten Korrelation zwischen den elektrischen Messdaten und den morphologischen Änderungen (vorrangig Bildung und Annihilation von Poren und/oder Hügeln). Neben klassischen Verfahren wie REM [71–78] und TEM [79,80] sowie der Röntgendiffraktometrie [81,82], kommt auch hier in neuerer Zeit den verschiedenen Rastersondenmethoden (AFM [83] und STM [84,85]) eine verstärkte Bedeutung zu.

---

<sup>5</sup>Im Englischen als Low Frequency Noise Measurement (LFNM) bezeichnet.

Bei den letztgenannten direkten Methoden nimmt die Rasterelektronenmikroskopie eine herausragende Stellung ein. Der experimentelle Aufwand ist - im Vergleich zu anderen abbildenden Methoden - geringer. Weiterhin erreicht man eine sehr hohe Auflösung bis in den Bereich weniger Nanometer (siehe auch Kap. 3.2.2) bei einem sehr flexiblen Gesichtsfeld. Die Zeitauflösung (Bildaufnahmerate) erreicht dabei Werte von unter einer Sekunde, d. h. die Elektromigrationseffekte lassen sich nahezu in Realzeit abbilden.

Theoretische Betrachtungen der Elektromigration beziehen sich zumeist auf einzelne Metalle (siehe z. B. die Arbeiten von Dekker et. al [86–88] für Au, Ag und Al, oder die Arbeiten von Gupta et al. [89,90]). Hierbei werden grundlegende Parameter der Elektromigration in diesen Metallen, wie z. B. die so genannte Windkraft, bestimmt. Weiterhin wird die morphologische Entwicklung unter Einfluss der Elektromigration modelliert, wobei hier zwischen polykristallinen Leiterbahnen (z. B. [91–93]), Bambusstrukturen und einkristallinen Leiterbahnen (z. B. [94,95]) unterschieden werden kann. Die Gestaltänderung einzelner Poren wird unter dem Einfluss einer konstanten treibenden Kraft untersucht, wobei teilweise auch der Einfluss von Stress und Temperatur [96,97] berücksichtigt wird.

In neuerer Zeit werden aufgrund der gestiegenen Rechnerleistung auch Computersimulation für das Studium von Elektromigrationseffekten genutzt und gewinnen immer mehr an Bedeutung. So wird z. B. per Computer eine Leiterbahn bestehend aus einzelnen Körnern und Korngrenzen simuliert und der Einfluss der Elektromigration untersucht [98,99]. Dabei wird weiterhin versucht, einen Vergleich zwischen verschiedenen Simulationsmethoden, wie atomistischen Modellen und Kontinuumstheorien [100] durchzuführen.

## 1.2 Ziele der Arbeit

Im Rahmen dieser Arbeit wurden vorrangig nanostrukturierte Goldleiterbahnen untersucht. Ziel war es, mit Hilfe von *in-situ* Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop zu einem verbesserten mikroskopischen Verständnis der Elektromigration in polykristallinen Systemen (Korndurchmesser  $\ll$  Leiterbahnbreite) beizutragen. Aufgrund der gestiegenen Auflösung der (Raster-) Elektronenmikroskopie innerhalb der letzten Jahre ist es möglich, auch Leiterbahnen mit einer Korngröße im Bereich von  $10\text{ nm} - 30\text{ nm}$  zu untersuchen. Ziel war es dabei, Leiterbahnen mit einer Breite unterhalb von einem Mikrometer zu untersuchen und den Einfluss der Breite auf das Elektromigrationsverhalten näher zu bestimmen. Die direkte Beobachtung der morphologischen Veränderungen innerhalb der Leiterbahnen liefert dabei wertvolle Hinweise auf den Ablauf einer Elektromigrationsschädigung. Eine wesentliche Fragestellung war der Zusammenhang

zwischen dem Widerstandsverlauf und der Elektromigrationsschädigung, wobei speziell der Einfluss von einzelnen Poren studiert wurde.

Weiterhin wurde die Änderung der lokalen Stromdichte und ihr Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten im Rahmen dieser Arbeit eingehend studiert. Der Einfluss der Temperatur, welcher in der Literatur bereits vielfältig untersucht wurde, sollte lokal an der Position der Schädigung innerhalb den Leiterbahnen untersucht werden. In diesem Zusammenhang wurde auch der Einfluss der Korngröße auf die Joule'sche Erwärmung der Leiterbahnen quantitativ untersucht.

Da es sich bei der verwendeten Untersuchungsmethode um ein *in-situ* Messverfahren handelt, stellt sich die Frage, ob die Messergebnisse durch das Rasterelektronenmikroskop beeinflusst werden. Dieser Einfluss wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit eingehend studiert. Hierbei gibt es zwei verschiedenen Einflussgrößen: Zum einen die direkte Beeinflussung der Widerstandsdaten aufgrund der elektronischen Wechselwirkung zwischen Strahl und Probe und zum anderen der mögliche Einfluss von Verunreinigungen. In diesem Zusammenhang ist überraschend, dass in der Literatur - trotz der großen Zahl an Untersuchungen - bislang nur wenig über den Einfluss der jeweils verwendeten Messmethode zu finden ist.

Aufgrund der besonderen Konstellation innerhalb des Sonderforschungsbereichs 616: *Energiedissipation an Oberflächen* war es *erstmalig* möglich, Elektromigrationsuntersuchungen an selbstorganisiert gewachsenen, einkristallinen Silberdrähten hoher Güte durchzuführen. Die Anzahl der Untersuchungen an einkristallinen Systemen ist aufgrund der aufwendigen Präparation bislang begrenzt. Besonderes Augenmerk wurde auf die Frage gerichtet, welche Migrationsmechanismen in einkristallinen Drähten auftreten, bei denen eine Volumendiffusion weitgehend auszuschließen ist.

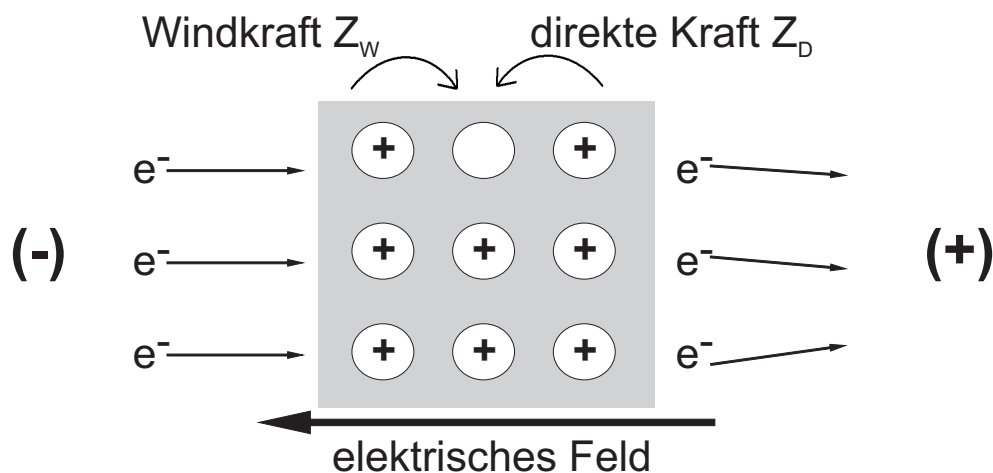
Diese Arbeit ist wie folgt gegliedert: Nach Einführung der wichtigsten Begriffe und der physikalischen Grundlagen der Elektromigration (Kap. 2) wird die Herstellung der Leiterbahnen und der Messaufbau beschrieben (Kap. 3). Hierin enthalten ist die Herstellung und Kontaktierung der einkristallinen Silberdrähte. Der Einfluss der Korngröße und der Temperatur, sowie der Einfluss des REM auf die *in-situ* Elektromigrationsmessungen werden den Messergebnissen vorangestellt und kritisch diskutiert (Kap. 4). Die Messergebnisse für die polykristallinen Goldleiterbahnen (Kap. 5) werden getrennt von den einkristallinen Silberleiterbahnen (Kap. 6) behandelt und diskutiert. Abschließend werden die wesentlichen Resultate dieser Arbeit zusammengefasst.

## 2. Grundlagen

### 2.1 Kräfte bei der Elektromigration

Als Elektromigration bezeichnet man den strominduzierten Massetransport in metallischen Festkörpern. Dabei wirkt eine effektive Kraft auf die Atome, so dass die zuvor ungerichtete, thermisch aktivierte Diffusion eine Vorzugsrichtung erhält. Für die effektive Kraft unterscheidet man zwischen der Windkraft, welche üblicherweise von den Leitungselektronen hervorgerufen wird, und der direkten Kraft, die vom angelegten elektrischen Feld auf die Metallionen des Kristalls einwirkt. Das Konzept der Windkraft geht auf eine Idee von Skaupy aus dem Jahre 1914 zurück (siehe Zitate in [1]) welche einen Impulsübertrag der Ladungsträger auf die Atomrümpfe des Festkörpers beschreibt. Bezüglich der direkten Kraft gab es eine lange kontroverse Diskussion. Aufgrund der elektronischen Abschirmung sollte es zu keiner effektiv wirkenden Kraft kommen (siehe z. B. [101] und die darin enthaltenen Zitate von Bosvieux und Friedel). Nimmt man hingegen an, dass keinerlei Abschirmung existiert, ist die direkte Kraft proportional zum makroskopischen elektrischen Feld. Mittlerweile scheint es gesichert zu sein, dass eine direkte Kraft existiert [101,102]; deren Stärke ist aber weiterhin ungeklärt.

Wie diese Kräfte in einem (metallischen) Festkörper wirken, ist schematisch in Abb. 2.1 dargestellt. Die Elektronen bewegen sich entgegen der (technischen) Stromrichtung und führen mit den Atomrümpfen inelastische Stöße aus. Dadurch kommt es zu einem Impulsübertrag, welcher sich in der Windkraft  $Z_W$  äußert und das mit "+" gekennzeichnete Ion bewegt sich in die Leerstelle. Die Leerstelle befindet sich damit an der zuvor vom Ion eingenommenen Position (in Abb. 2.1 links oben) und ist damit entgegen der Richtung der Elektronen gewandert. Die direkte Kraft  $Z_D$  zieht die positiv geladenen



**Abb. 2.1:** Schematische Darstellung der Kräfte, welche auf die Atomrümpfe innerhalb eines Metalls wirken.

Metallionen über das elektrische Feld in Richtung der Kathode, so dass die Leerstelle in Richtung der Anode wandert (in Abb. 2.1 rechts oben). Unabhängig von der Richtung der Leerstellenbewegung führt eine Akkumulation einzelner Leerstellen dann zur Bildung der beobachtbaren Poren.

In einem Festkörper wird zur Vereinfachung die Leerstellendiffusion<sup>6</sup> betrachtet, die analog zur Diffusion der Atome, allerdings in entgegengesetzter Richtung, verläuft [6]. Für die strominduzierte (Leerstellen-) Diffusion gilt dabei folgender Zusammenhang (nach [22]):

$$J = \frac{Dc}{k_B T} \cdot ej\rho Z^* \quad (1)$$

mit:

$J$	: Leerstellenstrom
$D$	: Diffusionskonstante
$c$	: Leerstellenkonzentration (der Fehlstellen)
$k_B$	: Boltzmannkonstante
$T$	: absolute Temperatur (in Kelvin)
$e$	: Elementarladung der Elektronen
$j$	: Stromdichte
$\rho$	: spezifischer Widerstand
$Z^*$	: effektive Valenz

Für die Diffusionskonstante  $D$  gilt dabei [103]:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{E_a}{k_B T}} \quad (2)$$

Hierin bezeichnet  $D_0$  die Diffusionskonstante bei festgelegter Temperatur (üblich:  $T = 0$  °C) und  $E_a$  die Aktivierungsenergie der Diffusion. Diese hängt von dem jeweiligen Diffusionspfad ab. In der Literatur ist beispielsweise für die Diffusion von Gold im Festkörper ein Wert von  $E_{a,FK} = 1,91$  eV [104] angegeben. Für die Diffusion in Korngrenzen besitzt die Aktivierungsenergie einen Wert von  $E_{a,KG} = 0,94$  eV [24].

Die so genannte effektive Valenz  $Z^*$  ist ein dimensionsloser Materialparameter, der sich aus der Windkraft und der direkten Kraft folgendermaßen zusammensetzt:  $Z^* = Z_{Wind} + Z_{Direkt}$ . In dieser Arbeit wird nach der üblichen Konvention vorgegangen, nach der negative Werte für die effektive Valenz  $Z^*$  gleichbedeutend mit einem

---

<sup>6</sup>für reine Metalle liegt die Anzahl der Leerstellen  $L_v$  bei  $L_v \lesssim 10^{-4}$  in der Nähe des Schmelzpunkts (siehe [104], Seite 56).

Massetransport von der Kathode in Richtung der Anode sind. Die Porenbildung erfolgt dementsprechend an der Kathodenseite. Dies ist für die meisten Metalle gleichbedeutend mit einem Überwiegen der Windkraft.

Bei der Beschreibung der Bewegung der Atome muss weiterhin ein Beitrag aufgrund eines Konzentrationsgradienten der Leerstellen in Betracht gezogen werden. So bildet sich durch die gerichtete Bewegung der Atome lokal eine höhere Konzentration an Leerstellen aus. Dies sorgt entsprechend dem ersten Fick'schen Gesetzes für einen Rückstrom der Atome aufgrund des sich ausbildenden Konzentrationsgefälles. Daher muss Gl. 1 folgendermaßen ergänzt werden [22]:

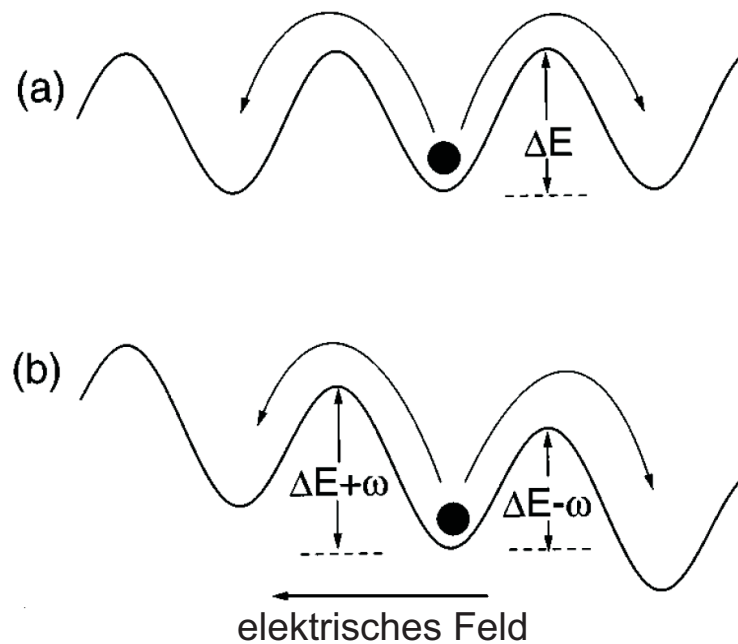
$$J = \frac{Dc}{k_B T} \cdot ej\rho Z^* - D \frac{\delta c}{\delta x} \quad (3)$$

Hierin beschreibt  $\frac{\delta c}{\delta x}$  den Konzentrationsgradienten der Leerstellen. Der erste Term in Gl. 3 beschreibt den Anteil einer effektiv wirkenden Kraft auf die Bewegung der Atome, wobei die Richtung der Kraft durch die effektive Valenz  $Z^*$  festgelegt ist. Der zweite Term berücksichtigt den Rückstrom, welcher sich nach dem ersten Fick'schen Gesetz ergibt.

Das Auftreten dieses Rückstroms ist der Grund für das Auftreten einer kritischen Länge, unterhalb derer keine Elektromigrationsschäden in Leiterbahnen zu beobachten sind (dies wird in Kap. 2.5 vertiefend behandelt). Gl. 3 zeigt, dass im Falle des thermischen Gleichgewichts der Nettofluss von Leerstellen von zwei Kräften abhängig ist. Überwiegt die treibende Kraft - unabhängig vom Vorzeichen der effektiven Valenz  $Z^*$  - gegenüber dem Rückfluss aufgrund des Konzentrationsgradienten innerhalb einer gegebenen Leiterbahn, kommt es zu einer Elektromigrationsschädigung dieser Leiterbahn.

Abb. 2.2 zeigt schematisch ein energetisches Bild zur Beschreibung der Diffusion. Ohne Anliegen einer äußeren treibenden Kraft gibt es keine Vorzugsrichtung für die Bewegung der Atome. Das heißt, im statistischen Mittel kommt es gleich häufig zu Sprüngen der Atome (in vorhandene Leerstellen) in alle drei Raumrichtungen (Abb. 2.2 a)). Legt man ein äußeres Feld an, ändert sich der Potentialverlauf entsprechend der effektiv wirkenden Kraft (Summe aus Windkraft und direkter Kraft). In Abb. 2.2 b) überwiegt die Windkraft, so dass die Diffusion der Atome in Richtung der Anode erfolgt. Entsprechend bewegen sich die Leerstellen in Richtung der Kathode, wo sich bei Überschreiten einer kritischen Leerstellenkonzentration makroskopische Poren bilden. Eine derartige Änderung der Potentiallandschaft wird aber nicht alleine durch ein elektrisches Feld hervorgerufen. Auch Konzentrationsgefälle (bezüglich Fremdatomen und/oder Leerstellen) oder Temperaturgradienten führen zu einer gerichteten Bewegung der Atome. Dabei ist





**Abb. 2.2:** Schematische Darstellung des Potentialverlaufs während der Elektromigration. Im feldfreien Fall (a) ist die Sprungwahrscheinlichkeit (Sprungfrequenz) in beide Richtungen gleich groß. Das Anlegen eines elektrischen Feldes (b) bewirkt durch die nun wirksame Windkraft ein Gefälle im Potentialverlauf. Hierdurch wird die Potentialbarriere in Richtung der Anode verringert und für die thermisch induzierte Bewegung der Atome bildet sich eine Vorzugsrichtung aus. (entnommen aus [105])

das Zusammenspiel der verschiedenen Größen hochkomplex und experimentell extrem schwierig zu behandeln.

In Arbeiten von Ho [56] wurde diskutiert, dass bei Löcherleitern die Windkraft ebenfalls ihr Vorzeichen wechselt; d. h., dass sich die Löcher als Ladungsträger äquivalent zu Elektronen verhalten und es einen Impulsübertrag auf die Atomrümpfe gibt. Bei Löcherleitern sollte dementsprechend die Porenbildung an der Anodenseite erfolgen. Dies wurde experimentell für Eisen bei Temperaturen von ca. 1300 °C gefunden [56]. Diese Aussage ist allerdings nicht allgemeingültig, da in anderen Fällen trotz einer positiven effektiven Valenz die Bildung von Poren an der Kathodenseite beobachtet werden konnte. Zu beachten ist bei Gl. 3, dass es sich jeweils um effektive Werte für die Diffusionskonstante sowie für die Valenz handelt. Dies ist wichtig, da es verschiedene Diffusionspfade innerhalb einer Leiterbahn gibt, die stark von der Mikrostruktur beeinflusst werden. In Kap. 2.4 wird dies vertiefend behandelt.



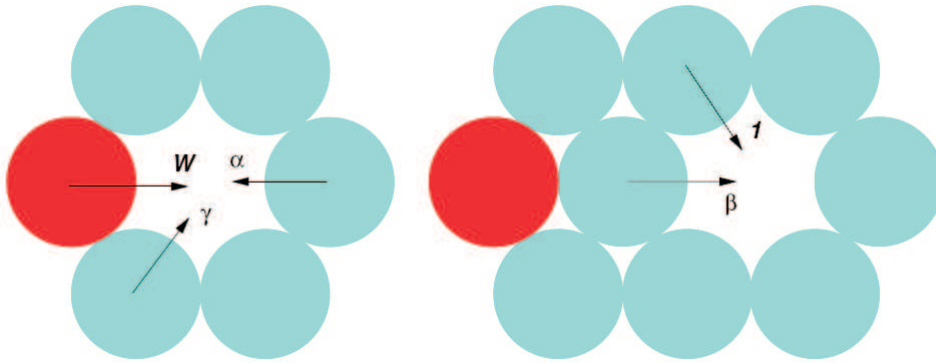
## 2.2 Einfluss der Leerstellen auf den Widerstand

Wie im vorangegangenen Kapitel beschrieben, besitzen Leerstellen einen wesentlichen Einfluss auf die Elektromigration, da der vorherrschende Diffusionsmechanismus über Leerstellen erfolgt [6]. Abgesehen von der Oberflächendiffusion sind die Leerstellen innerhalb der Korngrenzen oder der Körner dafür verantwortlich, dass eine Diffusion stattfinden kann. Bei einer endlichen Temperatur ist eine gewissen Anzahl an Leerstellen vorhanden, welche über Streuung der Ladungsträger auch einen Beitrag zum Widerstand leisten. Ein Ziel dieser Arbeit ist die Verknüpfung der Widerstandsdaten mit den Elektromigrationseffekten. Daher ist es notwendig, den Einfluss der Leerstellen auf den Widerstand zu kennen.

Für eine konstante Temperatur ist die Leerstellenkonzentration  $c$  im Festkörper ebenfalls konstant. Bei Erhöhung der Temperatur stellt sich die Frage, ob sich  $c$  so stark ändert, dass ein messbarer Effekt im Widerstand auftritt. Simmons und Balluffi [106] haben für Aluminium herausgefunden, dass sich der spezifische Widerstand für einzelne Leerstellen um  $3 \mu\Omega cm/At - \%$  erhöht. Wie zuvor erwähnt, liegt die Leerstellenkonzentration nahe dem Schmelzpunkt für Metalle im Bereich von einem Promille. Eine Abweichung vom linearen Widerstandsanstieg (unter Berücksichtigung der thermischen Ausdehnung) findet in Aluminium aber erst ab einer Temperatur von ca.  $500^\circ C$  statt. Für Gold wurde experimentell eine Erhöhung des spezifischen Widerstands am Schmelzpunkt ca  $0,1 \mu\Omega cm$  [107] gefunden. Der spezifische Widerstand bei Zimmertemperatur hat einen Wert von  $\rho_i = 2,03 \mu\Omega cm$  [108]. Die in dieser Arbeit durchgeführten Experimente wurden im Bereich von Zimmertemperatur bis ca.  $100^\circ C$  durchgeführt. Ein möglicher zusätzlicher Beitrag der Leerstellenkonzentration ist daher für den betrachteten Temperaturbereich zu vernachlässigen.

## 2.3 Fremdatome

Wie bedeutend der Einfluss von Fremdatomen auf das Elektromigrationsverhalten von Leiterbahnen ist, wurde zunächst im Zusammenhang mit Aluminiummetallisierungen im Jahre 1970 erkannt (siehe [1], Seite 327). Ames et al. konnten nachweisen, dass eine Beimischung von Kupfer in Aluminiumleiterbahnen eine signifikante Erhöhung der Lebensdauer zur Folge hat. Da Kupfer und Aluminium schlecht mischbar sind (bei  $350^\circ C$  sind nur  $0,16 At-\%$  Kupfer in Aluminium lösbar [1]), wurde als Erklärung für die erhöhte Lebensdauer eine Segregation des Kupfers in die Korngrenzen des Aluminiums und eine damit verminderte Diffusion des Aluminiums angenommen. In der Tat ist es so, dass bei Aluminiumleiterbahnen mit Zusätzen von bis zu vier Atomprozent Kupfer zunächst das Kupfer innerhalb der Korngrenzen migriert und erst bei Überschreiten



**Abb. 2.3:** Die fünf Möglichkeiten elementarer atomarer Bewegungen in Anwesenheit eines Fremdatoms und einer Leerstelle innerhalb des Fünf-Frequenzen-Modells. Jeder Sprungmöglichkeit wird eine Sprungfrequenz zugeordnet, welche auf die Sprungfrequenz eines von dem Fremdatom ungestörten Wirtsatoms normiert wird (entnommen aus [109]).

einer kritischen Länge - d. h. sobald ein Bereich der Leiterbahn kein Kupfer in den Korngrenzen mehr enthält - eine wesentliche Diffusion des Aluminiums einsetzt [36,110]. Für die heute gebräuchlichen Kupfer-Metallisierungen wird - in Anlehnung an die Erfolge bei Aluminiumleiterbahnen - versucht, die Lebensdauer z. B. mit Zinn als Beimischung (siehe [19] und Zitate darin), zu erhöhen.

Theoretisch wird häufig der Einfluss einzelner Fremdatome in Anwesenheit einer Leerstelle im Gitter berechnet [111,112]. Dabei kann das so genannte Fünf-Frequenzen-Modell hervorgehoben werden, welches in einer frühen Form bereits im Jahre 1973 von Ho eingeführt [11] wurde. Abb. 2.3 stellt die fünf elementar unterschiedlichen atomaren Sprünge dar. Diese sind auf die Bewegung eines Wirtsatoms normiert. Die Sprungwahrscheinlichkeiten ergeben sich damit zu 1 (Sprung eines Wirtsatoms unbeeinflusst vom Fremdatom),  $\beta$  (Sprung eines Wirtsatoms in direkter Nachbarschaft zum Fremdatom in eine vom Fremdatom entfernte Leerstelle),  $\alpha$  (Sprung eines Wirtsatoms in eine Leerstelle in direkter Nachbarschaft zum Fremdatom; das Wirtsatom war hierbei zuvor nicht in direkter Nachbarschaft zum Fremdatom),  $\gamma$  (Sprung eines Wirtsatoms in direkter Nachbarschaft zum Fremdatom in eine direkt benachbarte Leerstelle) sowie  $W$ , was dem Sprung des Fremdatoms in die Leerstelle entspricht. Diese elementar unterschiedlichen Sprungfrequenzen, respektive Wahrscheinlichkeiten, lassen sich nutzen, um in einem kubisch flächenzentrierten Kristall die Unterschiede im Diffusionsverhalten der Fremdatome sowie der Wirtsatome zu berechnen und so die Elektromigration in Abwesenheit von weiteren Flussdivergenzen (wie Konzentrations- oder Temperaturgradienten) zu bestimmen.

Als Spezialfall wurde von Dekker et al. [109,113] gefunden, dass man unter Umständen (abhängig von der Verdünnung und der Art der Fremdatome) eine Elektro-

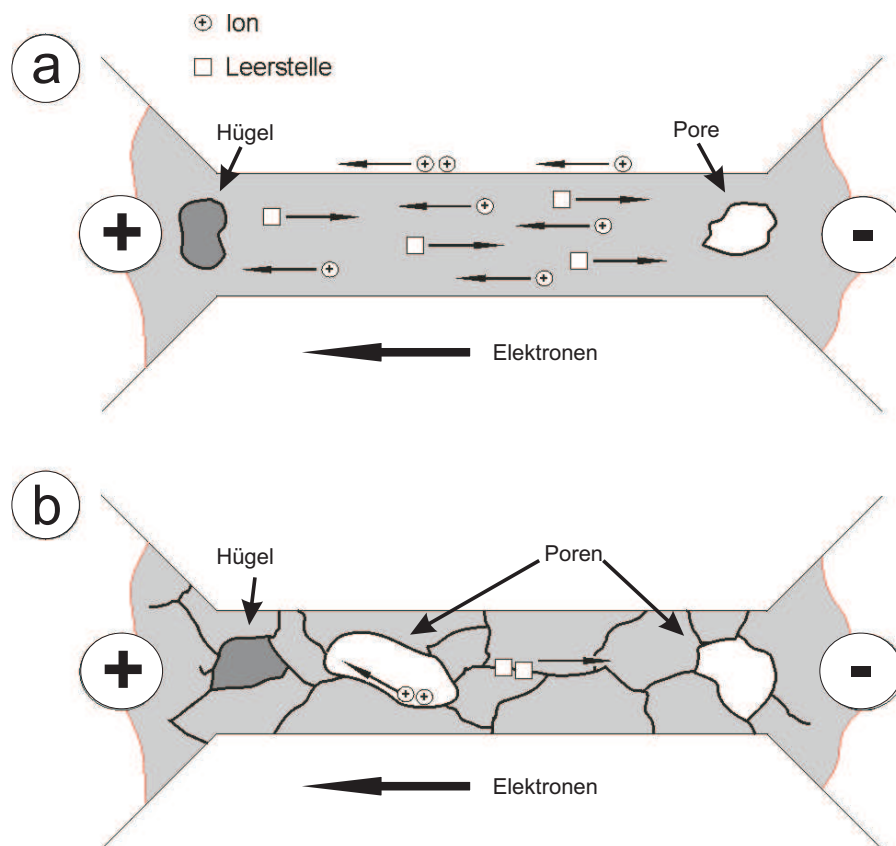
migrationsschädigung auch an der Anodenseite erhalten kann. Dies ist für die Diskussion in Kap. 6.6 wichtig. Dabei wirkt sowohl auf die Fremdatome, als auch auf die Atome der Leiterbahn maßgeblich die Windkraft, so dass sich beide Atomsorten in Richtung der Anode bewegen. Aufgrund der unterschiedlichen Diffusionsgeschwindigkeiten der beiden Atomsorten kann es in einem bestimmten Konzentrationsbereich der Fremdatome zur Bildung von Poren an der Anodenseite kommen.

## 2.4 Diffusionspfade und Flussdivergenzen

Die im vorigen Kapitel betrachtete Diffusion über Leerstellen ist zunächst allgemein gültig. Der elementare Mechanismus und das Zusammenwirken von Windkraft und direkter Kraft wurde bereits in Kap. 2.1 erläutert. Für eine tiefergehende Betrachtung der Elektromigration spielen weiterhin die verschiedenen Diffusionspfade eine Rolle.

Abb. 2.4 zeigt schematisch die verschiedenen Diffusionspfade innerhalb einer Leiterbahn. Teilbild a) symbolisiert eine perfekte einkristalline Leiterbahn und Teilbild b) eine Leiterbahn mit Korngrenzen. Das Layout der Leiterbahnen entspricht dem in dieser Arbeit auch experimentell verwendeten Layout. Die positiven Atomrümpfe werden in beiden Bildern mit einem Kreis symbolisiert; die Leerstellen werden durch ein Viereck symbolisiert. In beiden Fällen befindet sich die Kathode rechts im Bild, so dass die Bewegungsrichtung der Elektronen von rechts nach links erfolgt. Die Bewegung der Atomrümpfe bzw. der Leerstellen ist durch Pfeile angedeutet.

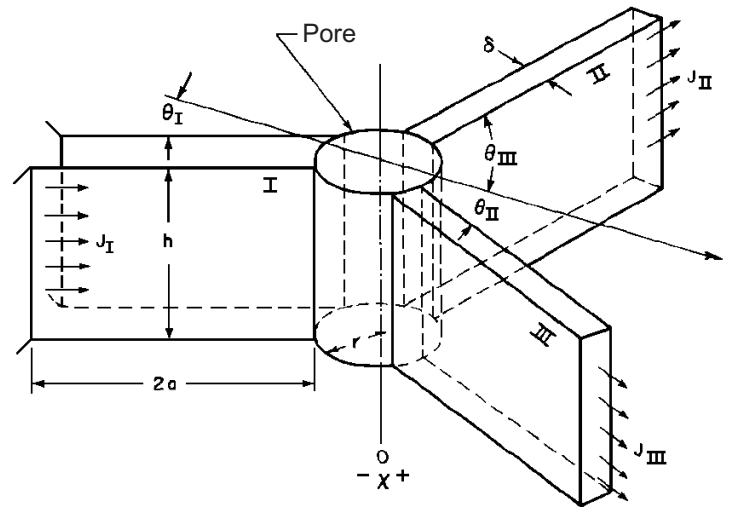
Als Diffusionspfade kommen in einer einkristallinen Leiterbahn, wie Abb. 2.4 a) zeigt, sowohl die Oberfläche, als auch das Volumen in Betracht. Die Aktivierungsenergie für die Diffusion im Volumen ist dabei ca. einen Faktor zwei größer als an die der Oberflächendiffusion. Die Diffusion findet daher im wesentlichen an der Oberfläche statt [14,114]. In polykristallinen Leiterbahnen sind im wesentlichen die Korngrenzen als schnelle Diffusionspfade für eine Elektromigrationsschädigung verantwortlich. Weiterhin kann es hier zu einer inneren Oberflächendiffusion an bereits gebildeten Poren kommen (siehe Abb. 2.4 b)). Die Aktivierungsenergie für eine Diffusion entlang einer Korngrenze ist etwas höher als die Aktivierungsenergie für die Oberflächendiffusion, aber wesentlich niedriger als die Aktivierungsenergie für die Volumendiffusion. Einen Übergangsbereich bilden die so genannten Bambusstrukturen, bei denen in bestimmten Bereichen der Leiterbahn die Korngrenzen senkrecht zum Stromfluss orientiert sind. Dies führt zu einem Wechsel des kritischen Diffusionspfades: Da für eine schnelle Diffusion keine Korngrenzen mehr zur Verfügung stehen, findet der Großteil der Diffusion an der Oberfläche statt. Bei den heute gebräuchlichen Leiterbahnen in integrierten Schaltkreisen auf Kupferbasis ist die Morphologie nicht so entscheidend, da sich der wesentliche Diffusionspfad beim Übergang vom Metall zum Siliziumdioxid befindet [41].



**Abb. 2.4:** Schematische Darstellung der möglichen Diffusionspfade innerhalb von ein- und polykristallinen Leiterbahnen. Teilbild a) zeigt eine einkristalline Leiterbahn ohne Korngrenzen. Die positiv geladenen Atomrümpfe bewegen sich im Volumen oder an der Oberfläche der Leiterbahn in Richtung Anode; die Leerstellen wandern entsprechend in Richtung der Kathode. Angedeutet ist weiterhin ein Hügel sowie eine Pore. Teilbild b) zeigt eine polykristalline Leiterbahn mit Korngrenzen und Poren. Neben der Bewegung der Atomrümpfe und Leerstellen innerhalb der Korngrenzen, können sich die Atomrümpfe auch an der inneren Oberfläche einer Pore in Richtung der Anode bewegen.

In polykristallinen Leiterbahnen ist weiterhin die Orientierung einer Korngrenze sowie die Orientierung der einzelnen Körner in Bezug auf die Richtung der Elektronenbewegung mitentscheidend für die Geschwindigkeit der Diffusion [115]. So kommt es in einer Korngrenze senkrecht zur Stromrichtung, wie zuvor beschrieben, nicht zu einem Materialtransport über die Korngrenze hinaus. Dies ist der Grund, warum Bambussstrukturen eine erhöhte Resistenz gegenüber Elektromigrationsschäden aufweisen. Sind Stromrichtung und Korngrenze nicht senkrecht zueinander, kommt es bereits bei einem Winkel kleiner  $85^\circ$  zu einem wesentlichen Materialtransport. Da die in dieser Arbeit untersuchten Leiterbahnen üblicherweise ein Verhältnis zwischen Korngröße und Leiterbahnbreite von größer als zehn besitzen, ist der oben beschriebene Zusammenhang zunächst vernachlässigbar.

Für das Auftreten von Elektromigrationsschäden innerhalb einer Leiterbahn müssen



**Abb. 2.5:** Schematische Darstellung eines Tripelpunktes (nach [116]). Die Bildung einer Pore oder eines Hügels hängt von den Diffusionskoeffizienten  $D_i$  innerhalb der drei Korngrenzen sowie von dem Winkel  $\theta_i$  zwischen der Stromrichtung und der jeweiligen Korngrenze ab.

neben den Diffusionspfaden so genannte Flussdivergenzen, also lokale Änderungen der Anzahl der diffundierenden Atome, vorhanden sein. Ein konstanter Materialstrom (z. B. in einer einkristallinen Leiterbahn oder innerhalb einer Korngrenze) führt *nicht* zu einer Anhäufung oder Abtragung von Material, da genauso viele Atome (oder Leerstellen) einen Bereich verlassen, wie über die treibende Kraft nachgeführt werden. Dies ist in Abb. 2.4 a) angedeutet. In der Mitte der Leiterbahn sind keine Poren oder Hügel vorhanden; diese bilden sich aufgrund des sich ändernden Materialsstroms erst in der Nähe der Kontakte.

Eine der am häufigsten untersuchten Flussdivergenzen ist ein sogenannter Tripelpunkt, der schematisch in Abb. 2.5 dargestellt ist. Bei einem Tripelpunkt stoßen drei Korngrenzen aufeinander [116]. Nimmt man vereinfachend an, dass die Zahl der Leerstellen entlang aller drei Korngrenzen gleich groß ist, so werden an einem solchen Punkt entweder Leerstellen oder Atome akkumuliert; dies führt entsprechend zur Bildung einer Pore oder eines Hügels. Bei genauerer Betrachtung hängt die Bildung einer Pore oder eines Hügels am Tripelpunkt von den drei Diffusionskoeffizienten  $D_i$  der drei aneinander grenzenden Korngrenzen sowie vom Winkel zwischen den Korngrenzen und der Stromrichtung ab.

Weitere Ursachen für Flussdivergenzen sind beispielsweise Unterschiede in der Morphologie (Änderung der Korngröße und -orientierung zueinander), Fremdatome (lokale Änderung der Gitterkonstanten und damit verbundene Effekte die zu geänderten Sprungfrequenzen der Atome führen), Temperaturgradienten, wie sie z. B. an den Kontakten der Leiterbahn entstehen (lokale Änderung der Diffusionskonstanten) sowie Änderungen der mechanischen Spannung  $\sigma$ . So sorgt ein Spannungsgradient  $\Delta\sigma$  inner-

halb einer Metallisierung für eine Vorzugsrichtung der Bewegung, wobei zwischen Zug- und Druckspannungen unterschieden wird [117,118]. Der Aufbau eines Spannungsgradienten erfolgt dabei durch die Anreicherung von Leerstellen aufgrund der Elektromigration. Bei Überschreiten einer kritischen Grenzspannung aufgrund der mechanischen Verzerrung durch die Leerstellen, koaleszieren die einzelnen Leerstellen und es kommt zur Bildung von makroskopischen Poren. Hiermit verbunden ist, in Abhängigkeit der Dimensionen einer Leiterbahn, ein kritischer Spannungsgradient  $\Delta\sigma$  wie in Kap. 2.5 erläutert wird.

Zur Bildung von Poren kann es weiterhin aufgrund von mechanischen Verspannungen kommen, welche nicht direkt von der Elektromigration herrühren<sup>7</sup>. Diese besitzen, im Gegensatz zu den oftmals ausgedehnten Poren, welche durch den Leerstellenfluss erzeugt werden, überwiegend ein schlitzförmiges Aussehen [35,119]. Diese Spannungsinduzierten Poren werden dabei an morphologisch anderen Positionen erzeugt als die durch Elektromigration gebildeten Poren, wie von Marieb et al. an passivierten Aluminiumleiterbahnen gezeigt werden konnte [120]. In Metallisierungen von IC's bilden sich spannungsinduzierte Poren weiterhin auch in Bereichen, welche nicht von Strom durchflossen werden [121].

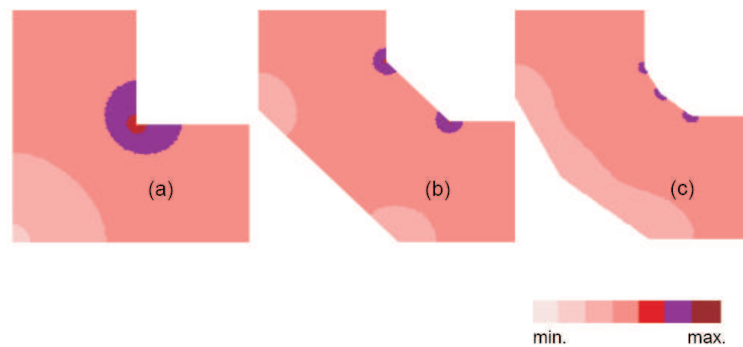
Nicht nur bei den Metallisierungen innerhalb eines IC's spielt weiterhin der Einfluss von Engstellen bzw. Richtungswechseln des Stromflusses eine wesentliche Rolle. Im Jahre 2000 wurde von Tu et al. [122] mit der Stromdichtegradientenkraft eine weitere Einflussgröße für die Elektromigration identifiziert und im Folgenden kontrovers diskutiert [123,124]. Ändert der Strom beim Übergang von einer Metallisierungsebene auf eine andere seine Richtung, gibt es einen Stromdichtegradienten von der Innenseite der Engstelle zur Außenseite. Überraschenderweise kommt es an der Außenseite, also im Gebiet mit verminderter Stromdichte, eher zur Bildung von Poren als an der Innenseite. Die Erklärung hierfür ist, dass einzelne Fehlstellen aufgrund der unterschiedlichen Stromdichte bevorzugt in ein Gebiet mit niedriger Stromdichte wandern. Gleichzeitig spielen hier mechanische Verspannungen eine entscheidende Rolle (siehe Kap. 2.5) Wie *in-situ*-Untersuchungen gezeigt haben, kommt es selbst in stromlosen Bereichen von Leiterbahnen zur Bildung von Poren [125]. Unter Ausnutzung dieses Effekts lässt sich die Lebensdauer der Metallisierungen erhöhen, wenn gezielt ein Überhang innerhalb einer Metallisierungsebene als Materialresevoir verwendet wird.

Die Bildung eines Stromdichtegradienten ist eng mit dem so genannten "current crowding" verknüpft, bei dem sich die Elektronen vor Engstellen oder Richtungswechseln "anstauen". Daher wird bei Metallisierungen innerhalb einer Ebene verstärkt Wert auf

---

<sup>7</sup>Hier ist vor allem die Prozessierung und Materialwahl der Metallisierung mit entscheidend für die Bildung dieser Spannungsporen.





**Abb. 2.6:** Berechnete Stromdichteverteilung bei Richtungswechseln von  $90^\circ$  (a),  $135^\circ$  (b) und  $150^\circ$  (c). Um die Haltbarkeit der Leiterbahnen zu erhöhen, sollten beim intelligenten Design  $90^\circ$ -Richtungswechsel vermieden werden (entnommen aus [126]).

ein *intelligentes* Design gelegt, wodurch der Einfluss der Elektromigration verringert werden soll. Die maximale Stromdichte innerhalb eines Bereichs der Leiterbahn mit Richtungswechsel wird dadurch vermindert, dass z. B. ein  $90^\circ$ -Richtungswechsel nicht in einem Schritt erfolgt, sondern in zwei Schritten mit einem Winkel von je  $135^\circ$ . Dies ist in einer Arbeit von Lienig gezeigt worden, wo die Stromdichteverteilung für die zuvor genannten Fälle berechnet wurde (siehe Abb. 2.6).

Für die gezielte Untersuchung dieser Effekte ist es wünschenswert, eine möglichst geringe Anzahl von Einflussgrößen vorliegen zu haben, wie es in einkristallinen Leiterbahnen der Fall ist. Diese sind für industrielle Anwendungen weniger bedeutsam, da sie (im großtechnischen Maßstab) nur sehr schwer herzustellen sind. Einkristalline Leiterbahnen besitzen aufgrund der verminderten Anzahl von Flussdivergenzen sowie der im Gitter höheren Aktivierungsenergie (gegenüber Oberflächen und Korngrenzen) eine erheblich erhöhte Resistenz gegenüber Elektromigration. Erste Experimente an einkristallinem Zink [59] sowie an Aluminium- und Aluminium-Magnesiumleiterbahnen [127] wurden bereits zu Beginn der siebziger Jahre durchgeführt. Aufgrund der höheren Aktivierungsenergie für die Diffusion im Kristallgitter besitzen nicht nur einkristalline Aluminiumleiterbahnen eine wesentlich höhere Lebensdauer gegenüber polykristallinen Leiterbahnen [14]. Von Joo et al. wurden im Jahre 1997 Messungen an einkristallinen Aluminiumleiterbahnen in Abhängigkeit der Textur durchgeführt [114]. Dabei zeigte sich, dass (111)-texturierte Leiterbahnen stabiler sind als (133)- und (110)-texturierte Leiterbahnen, wobei für die mittlere Lebensdauer  $t_{50}(111) \geq t_{50}(110)$  gilt. Aufgrund der innerhalb der Leiterbahnen nicht vorhandenen Flussdivergenzen kam es dabei verstärkt zur Bildung von Poren innerhalb der Kathode.

Für das Auftreten von Elektromigrationsschädigungen müssen zusammengefasst mehrere Bedingungen erfüllt sein: 1) Es müssen thermisch aktivierte Atome sowie Leerstellen vorhanden sein. 2) Es ist eine treibende Kraft vorhanden, die für eine Vorzugs-

richtung der Bewegung sorgt. 3) Für die Bildung von Poren und/oder Hügeln müssen Flussdivergenzen vorhanden sein. Alle drei Bedingungen sind bei stromdurchflossenen metallischen Leitern (im Bereich von Zimmertemperatur und darüber) erfüllt.

## 2.5 Blech-Länge

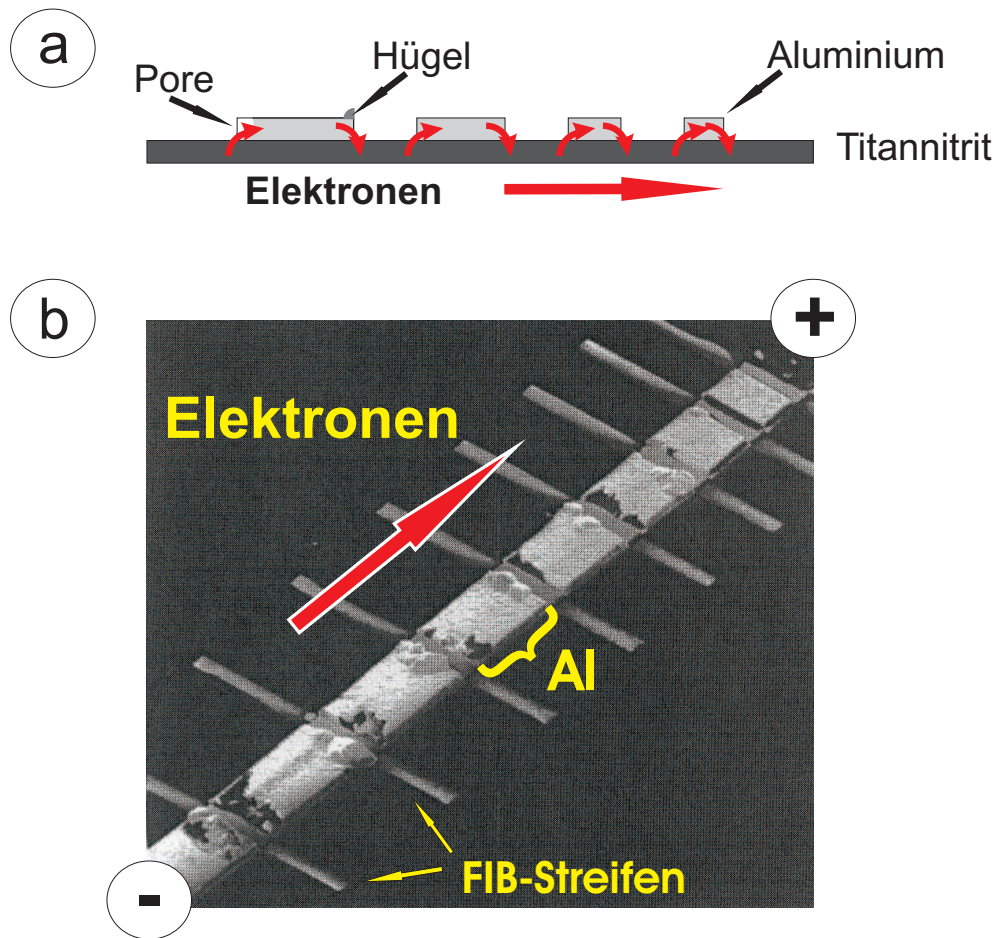
Für das Elektromigrationsverhalten von Metallisierungen ist nicht nur die Stromdichte und die Korngrößenverteilung entscheidend, sondern auch die Dimensionen und speziell die Länge der Leiterbahnen. Vermutungen, dass die Leiterbahnlänge einen Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten besitzt, gab es bereits im Jahr 1970 [27]. Es dauerte aber bis zum Jahre 1976, in dem I. Blech herausfand, dass für eine gegebene Leiterbahnlänge eine kritische Stromdichte existiert, unterhalb derer keine Elektromigration auftritt [28].

Für ein typisches Blech-Experiment wird auf einem geeigneten Substrat zunächst eine Titannitritleiterbahn mit einer vorgegebenen Breite präpariert. Auf diese wird anschließend die zu untersuchende Leiterbahn, z. B. aus Aluminium, mit höherer Leitfähigkeit und identischer Breite präpariert. Um nun Aluminiumsegmente (kurze, nicht zusammenhängende Leiterbahnstücke) unterschiedlicher Länge zu erhalten, wird die Leiterbahn beispielsweise mit Hilfe von fokussierten Ionenstrahlen (FIB, Focussed Ion Beam) unterteilt, wobei der Titannitritstreifen erhalten bleibt. Wird eine elektrische Spannung angelegt, fließen die Elektronen zunächst durch den Titannitrit-Streifen, um an den Positionen der Aluminiumsegmente aufgrund der höheren Leitfähigkeit in diese zu wechseln. Dies ist schematisch in Abb. 2.7 a) gezeigt.

Abb. 2.7 b) zeigt das Ergebnis eines typischen Blech-Experiments. In diesem Fall wurden Aluminiumsegmente mit einer Dicke von  $800\text{ nm}$ , einer Breite von  $10\text{ }\mu\text{m}$  mit einer Länge zwischen  $5\text{ }\mu\text{m}$  und  $30\text{ }\mu\text{m}$  auf einem Titannitritstreifen präpariert [128]. In der REM-Aufnahme sind die Aluminiumsegmente durch den hellen Kontrast erkennbar. (Im Bild diagonal von unten links nach oben rechts verlaufend). Die senkrecht zur Leiterbahn erkennbaren hellen Streifen wurden durch die Präparation mit fokussierten Ionenstrahlen hervorgerufen.

Im Aluminium kommt es nun, abhängig von der Länge der Segmente, zur Bildung von Poren an der Kathodenseite (in Abb. 2.7 b) unten links am jeweiligen Segment) und zur Bildung von Hügeln an der Anodenseite (in Abb. 2.7 b) oben rechts am jeweiligen Segment). Man erkennt, dass die Elektromigration bei einer gegebenen Stromdichte in den längeren Segmenten eine stärkere Schädigung hervorruft. In den kürzeren Segmenten (in Abb. 2.7 b) oben rechts) kommt es hingegen nicht zu einer Schädigung. Damit kann die kritische Länge direkt mit der Länge des Segments identifiziert werden, welches





**Abb. 2.7:** Klassisches Experiment zur Bestimmung der Blech-Länge. a) REM-Aufnahme eines Aluminiumstreifens auf einer Titannitritunterlage. Man erkennt, dass bei den kürzeren Streifen für eine gegebene Stromdichte keine Elektromigration stattfindet (entnommen aus [128]). b) Schematische Darstellung der in Teilbild a) verwendeten Anordnung. Die Elektronen fließen vom weniger leitfähigen Titannitrit in die Aluminiumsegmente. Dort führen sie je nach der Länge des Segmentes zu Elektromigrationsschäden.

noch keine Schädigung aufweist. Weiterhin kann über die Fläche der gebildeten Poren pro Zeiteinheit die Driftgeschwindigkeit berechnet werden.

Wie Blech mithilfe von Röntgenuntersuchungen bereits im Jahre 1976 herausgefunden hat, liegt die Ursache für das Auftreten einer kritischen Länge in der Erzeugung von mechanischen Spannungen innerhalb der Leiterbahnen [129]. Unterhalb der kritischen Länge kommt es nicht zu Elektromigrationsschädigungen, da aufgrund des Spannungsgradienten ein Rückfluss von Leerstellen auftritt, welcher den elektromigrationsgetriebenen Materialstrom kompensiert. Somit wird die kritische Leerstellenkonzentration nicht überschritten. Die Mikrostruktur der Leiterbahnen bleibt hierbei zunächst unbeachtet, wobei für vergleichende Experimente darauf geachtet werden muss, Leiterbahnen mit ähnlicher Mikrostruktur und gleichen Dimensionen zu verwenden.

In der Literatur wird dabei häufig das so genannte kritische Produkt aus Stromdichte und Leiterbahnlänge  $(jL)_c$  betrachtet, unterhalb dessen keine Elektromigration mehr auftritt. Hierfür gilt [28,92]:

$$(jL)_c = \frac{\Omega_a \Delta\sigma}{\rho Z^* e} \quad (4)$$

Hierin ist  $\Omega_a$  das Atomvolumen der jeweiligen Atome und  $\Delta\sigma$  der Maximalwert der mechanischen Spannung, welche innerhalb der Leiterbahn auftritt.

In nachfolgenden Arbeiten wurde viel über den Zusammenhang der Elektromigration mit dem Aufbau eines Spannungsgradienten herausgefunden. So konnte von Arzt et. al [70] gezeigt werden, dass die Bildung von Poren häufig erst nach einer Inkubationszeit auftritt. Während dieser Inkubationszeit baut sich eine kritische Leerstellenkonzentration auf. Falls dieses Bild korrekt ist, sollte es bei einem Abschalten des Stroms zu Relaxationsvorgängen kommen, so dass bei einem erneuten Einschalten das Wachstum der Poren wiederum verzögert beginnt. Bei den in dieser Dissertation durchgeführten Experimenten wurde das Auftreten einer Inkubationszeit nur bei wenigen Proben beobachtet, wie in Kap. 5.1 anhand des Porenwachstums gezeigt wird.

## 2.6 Black-Gleichung

Industriell ist die Zeit bis zum Versagen einer Leiterbahn (d. h. die Zeit bis zum Ausfall eines integrierten Schaltkreises) entscheidend. Die typische Lebensdauer eines IC's sollte über zehn Jahre betragen, wobei unter Betriebsbedingungen innerhalb des IC's eine Temperatur von ca.  $105^\circ\text{C}$  bei Stromdichten von momentan  $\simeq 1 \cdot 10^7 \text{ A/cm}^2$  vorliegt [3]. Da es nicht möglich ist, die Zuverlässigkeit von Metallisierungen in Langzeituntersuchungen zu testen, werden beschleunigte Testverfahren angewandt.

Diese Testverfahren basieren auf der so genannten Black-Gleichung, welche einen empirischen Zusammenhang zwischen der mittleren Ausfallzeit eines Ensembles von identischen Leiterbahnen unter Testbedingungen (erhöhte Temperatur und/oder Stromdichte) mit der Ausfallzeit unter Betriebsbedingungen beschreibt. Für die mittlere Ausfallzeit  $t_{50}$ , nach der 50 Prozent der Leiterbahnen ausgefallen sind, gilt nach J. R. Black [65,66]:

$$t_{50} = \frac{A}{j^n} \cdot e^{\frac{E_a}{k_B T}} \quad (5)$$

Hierbei ist  $A$  ein Materialparameter, der die experimentellen Bedingungen berücksichtigt und  $E_a$  die Aktivierungsenergie der Diffusion.  $E_a$  bezieht sich dabei auf die Aktivierungsenergie des für die Diffusion limitierenden Prozesses, d. h. bei einem Überwiegen

von z. B. Korngrenzendiffusion bezieht sich die Aktivierungsenergie auf die Wanderung von Fehlstellen innerhalb von Korngrenzen [16].

Die Diffusion der Fehlstellen sollte entsprechend dem Modell eines Impulsübertrags der Leitungselektronen direkt von der Stromdichte abhängen. Dementsprechend müsste der Stromdichteexponent  $n$  einen Wert von 1 besitzen. Dies ist in der Praxis jedoch nicht der Fall. In der Literatur gibt es keinen einheitlichen Wert für den Stromdichteexponenten. So variiert  $n$  zwischen Werten von 1 bis über 10. In einem Übersichtsartikel von Scorzoni et al. [24] wird darauf hingewiesen, dass  $n$  stark von der Temperatur und den Testbedingungen abhängig ist. So sind Werte  $n > 2$  ein Indikator für das Vorhandensein von Joule'scher Wärme. Typische Werte für  $n$  liegen zwischen 1 und 2, abhängig davon, ob die Elektromigration von dem Wachstum der Poren ( $n = 1$ ) oder von der Nukleation der Poren ( $n = 2$ ) bestimmt wird [16,130]. Die physikalische Bedeutung von  $n$  darf dabei nicht überbewertet werden; es handelt sich vielmehr um eine Rechengröße, mit deren Hilfe Lebensdauervorhersagen möglich werden.

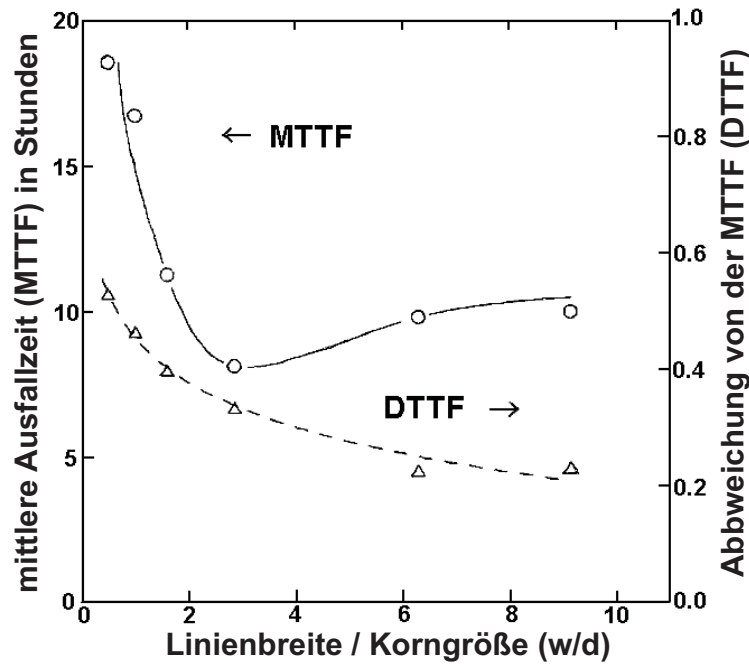
Für beschleunigte Testbedingungen erlaubt Gl. 5, die Ergebnisse für die mittlere Ausfallzeit auf Betriebsbedingungen umzurechnen und so eine Aussage über die Zuverlässigkeit einer Metallisierung zu machen. Wie von Arzt und Nix gezeigt wurde [2], kann dabei die Stromdichte auch durch eine effektive Stromdichte  $j_{eff} = j - j_c$  ersetzt werden, welche das Auftreten mechanischer Spannungen berücksichtigt.

Wesentlich für die Anwendung von Gl. 5 ist, dass sich der Materialparameter  $A$  nicht ändert (gleiche Prozessbedingungen und Strukturgrößen wie z. B. Temperaturbehandlungen, Materialzusammensetzungen, geometrische Abmessungen). Weiterhin muss der Ausfallmechanismus, also der vorherrschende Diffusionspfad, bei verschiedenen Temperaturen gleich bleiben. Ändert sich der Diffusionspfad bei unterschiedlichen Temperaturen, lassen sich die bei beschleunigten Testbedingungen gewonnenen Werte *nicht* direkt über die Black-Gleichung auf Betriebsbedingungen umrechnen.

Die Bestimmung der Aktivierungsenergie  $E_a$  erfolgt üblicherweise über einen Arrhenius-Plot, bei welchem die Daten der mittleren Ausfallzeit halblogarithmisch gegen die reziproke Temperatur aufgetragen werden. Früher wurden weiterhin Widerstandsänderungen bei verschiedenen Temperaturen zur Bestimmung der Aktivierungsenergie nach der Methode von Rosenberg und Berenbaum verwendet [12]. Die Aktivierungsenergie kann dabei anhand folgender Gleichung bestimmt werden:

$$\frac{\dot{R}_{T_1}}{\dot{R}_{T_2}} = \exp \left[ -\frac{E_a}{k_B} \left( \frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2} \right) \right] \quad (6)$$

wobei  $\dot{R}_{T_1}$  und  $\dot{R}_{T_2}$  die zeitlichen Ableitungen des Widerstandes bei den Temperaturen  $T_1$  und  $T_2$  sind. Experimente hierzu wurden in einem Silikon-Ölbad durchgeführt, bei



**Abb. 2.8:** Die mittlere Ausfallzeit (MTTF, linke Skala) und die Verteilungsbreite der Ausfallzeit (DTTF, rechte Skala) als Funktion des Verhältnisses von Leiterbahnbreite und Korngröße (nach [64]).

dem eine gute zeitliche Kontrolle über die Temperatur der zu untersuchenden Strukturen eingehalten werden konnte. Der große Nachteil dieser Methode ist die fehlende Statistik, da nur einzelne Leiterbahnen verwendet werden, bei denen es zudem auch noch zu Änderungen der Mikrostruktur während der ersten Messung kommen kann.

Zu beachten ist, dass die Black-Gleichung nur eine statistische Aussage über die Zeit bis zum Ausfall einer Leiterbahn machen kann; im Einzelfall können Leiterbahnen wesentlich früher oder später ausfallen. Für ein Ensemble von gleichartigen Leiterbahnen gehorcht die Ausfallstatistik üblicherweise einer logarithmischen Normalverteilung. Die Ursache für diese Verteilung der Ausfallzeiten ist bis heute nicht befriedigend erklärt, aber in der Literatur gut dokumentiert [64]. Neben der mittleren Ausfallzeit (genannt MTTF: Median Time To Failure) spielt die Verteilungsbreite eine wichtige Rolle (genannt DTTF: Deviation in Time To Failure). Mit anderen Worten: Eine mittlere lange Ausfallzeit ist (industriell) wertlos, falls Abweichungen von dieser mittleren Ausfallzeit sehr groß sind.

Abb. 2.8 zeigt ein beispielhaft die MTTF und die DTTF von Aluminiumleiterbahnen, aufgetragen gegen das Verhältnis von Leiterbahnbreite  $b$  zu Korngröße  $d$ . Man erkennt bei einem Verhältnis von  $b/d \simeq 2 - 3$  ein Minimum in der mittleren Ausfallzeit. Für  $b/d \geq 3$  steigt die mittlere Lebensdauer leicht an, wie es experimentell bereits im Jahre 1980 beobachtet wurde [131] und auf das Vorhandensein von parallelen Ausfallpositio-

nen zurückgeführt werden kann [64]. Für kleinere Werte gibt es einen starken Anstieg der mittleren Lebensdauer, der durch die Bildung von Bambussegmenten innerhalb der Leiterbahn erklärt wird. Diese Bambussegmente dienen, wie bereits erwähnt, als Diffusionsbarriere. Der Einfluss solcher Bambussegmente auf die Lebensdauer von Metallisierungen ist in der Literatur Gegenstand zahlreicher experimenteller und theoretischer Untersuchungen (siehe z. B. [94,132–137]).

Seit dem Jahre 1983 wurden für die industriell wichtige Lebensdauervorhersage eine Reihe von beschleunigten Testverfahren entwickelt. Diese Verfahren erlauben das Ausfallverhalten von Leiterbahnen (bzw. von integrierten Schaltungen) innerhalb weniger Stunden bis hin zu wenigen Sekunden für Betriebsbedingungen zu bestimmen [24]. Die verschiedenen Verfahren beruhen dabei größtenteils auf der Black-Gleichung und unterscheiden sich im wesentlichen nur in den experimentellen Details.

Hervorzuheben ist der so genannten SWEAT-Test (Standard Wafer Level Electromigration Acceleration Test) mit einer Dauer von ca. 15 Sekunden. Zunächst wird der Widerstand und der lineare Temperaturkoeffizient der zu testenden Struktur bestimmt. Diese Struktur ist in Bezug auf die Herstellungsbedingungen identisch mit dem gewünschten Produkt. Über den Zusammenhang zwischen Leistung und Temperaturerhöhung wird ein Kriterium für die Ausfallzeit unter beschleunigten Testbedingungen berechnet. Die Erwärmung der Leiterbahn erfolgt über Joule'sche Wärme. Die Stromdichte wird während des Tests so lange erhöht bis ein vorgegebener Maximalwert der Stromdichte erreicht wird. Übersteigt die Lebensdauer dabei den zuvor berechneten Wert, hat der Wafer den Test bestanden.

## 2.7 Reversible Elektromigration

Neben Untersuchungen zum Elektromigrationsverhalten von Leiterbahnen bei Anlegen eines gepulsten Gleichstroms [138–141], wurden bereits im Jahre 1967 erste Experimente zur Elektromigration unter Wechselstrombedingungen durchgeführt [79]. Für Frequenzen im Bereich von z. B. 60  $Hz$  bis zu einigen  $MHz$  wurde bei diesen Versuchen eine erhebliche Erhöhung der Lebensdauer festgestellt [142]. Dennoch kam es nach einer gewissen Zeit zum Ausfall der Leiterbahnen aufgrund von Elektromigrationsschädigungen. Dies ist zunächst überraschend, da man vermuten könnte, dass der Materialtransport symmetrisch sein sollte. Obwohl in polykristallinen Leiterbahnen die Korngrenzen die schnellen Diffusionspfade darstellen, ist die Migration der Atome stark von den lokalen Gegebenheiten innerhalb der Korngrenzen abhängig. Da diese im Normalfall nicht symmetrisch sind, kommt es zu einer (verringerten bzw. verzögerten) Elektromigrationsschädigung der Leiterbahnen.

Es ist weiterhin bekannt, dass oberhalb einer bestimmten Frequenz des angelegten Wechselstroms Elektromigrationsschädigungen ausbleiben (siehe [17] und Referenzen darin). Die Grenzfrequenz hängt dabei sowohl vom Material als auch von der Geometrie der Leiterbahnen ab. Der Grund ist, dass die schweren Atomrümpfe dem schnellen Wechsel der Stromrichtung nicht mehr folgen können. Somit kommt es nicht mehr zu einer Vorzugsrichtung für die Diffusion der Atome.

Neben den Untersuchungen der Elektromigration bei Wechselstrom (ab einer Frequenz von z. B. 50  $Hz$ ) wurden von Hong et al. gezielte Experimente zur Reversibilität der Elektromigration an Aluminiumleiterbahnen im Jahre 1993 bei Umkehrung des Gleichstroms durchgeführt [143]. Wie in dieser Arbeit beschrieben, wurde für bestimmte Poren ein reversibles Verhalten gefunden, wobei die Stromrichtung für jeweils 100 Minuten beibehalten wurde. Das Ausheilen bestehender Poren war dabei nicht auf eine erhöhte Temperatur der Leiterbahnen zurückzuführen.

## 2.8 Anwendungen der Elektromigration

Neben den zerstörerischen und damit unerwünschten Effekten der Elektromigration in Metallisierungen, wird die Elektromigration seit einigen Jahren dazu verwendet, gezielt Nanostrukturen zu beeinflussen, um z. B. Leitwertquantisierungen zu bestimmen oder Leitfähigkeitsmessungen an Molekülen durchzuführen.

Derart hergestellte Strukturen bieten gegenüber den oftmals eingesetzten Punktkontakten, welche mit Hilfe von mechanischen Bruchkontakten (mechanically controllable breakjunctions, MCB) [144] präpariert werden, einige Vorteile. So lassen sich viele Strukturen gleichzeitig auf einem Substrat präparieren. Diese besitzen weiterhin einen guten thermischen Kontakt zur Oberfläche. Bei den eingesetzten hohen Stromdichten ist dies wesentlich, da ansonsten die Gefahr eines Aufschmelzprozesses an der Kontaktposition besteht. Die Herstellung von Punktkontakten mittels Elektromigration scheint dabei nicht von der Umgebungstemperatur während der Präparation abzuhängen, wie von Trouwborst und Mitarbeitern gezeigt wurde [145]. Dabei wurde sowohl bei Temperaturen von flüssigem Helium und Stickstoff, als auch bei Zimmertemperatur gearbeitet. Die Methode, gezielt Elektroden mit Nanometerabstand mittels Elektromigration herzustellen ist dabei mittlerweile gut untersucht und ausgereift [146].

Diese gezielt hergestellten Elektroden lassen sich einsetzen, um einzelne Moleküle, oder aber auch Nanopartikel zwischen den Kontakten zu untersuchen [147]; eine Möglichkeit die aufgrund der Präparation bei MCB so nicht besteht. Derartig hergestellte Strukturen werden weiterhin für magnetische Messungen verwendet. Keane et al. [148] fabrizierten erfolgreich Nickel-Nanokontakte für Untersuchungen des anisotropen Magneto-



widerstandes. Verwendet wurde eine von Strachan et al. [149] vorgestellte Technik zur gezielten Herstellung solcher atomarer Kontakte. Die Herstellung der Strukturen erfolgt dabei bei Zimmertemperatur.

### 3. Experimentelles

In diesem Kapitel werden die experimentellen Methoden zur Herstellung und Charakterisierung der polykristallinen Goldleiterbahnen erläutert. Weiterhin wird der neu aufgebaute Messstand für die *in-situ* Widerstandsmessungen beschrieben. Die Herstellung sowie die elektrische Kontaktierung der selbstorganisierten, einkristallinen Silberdrähte schließen dieses Kapitel ab.

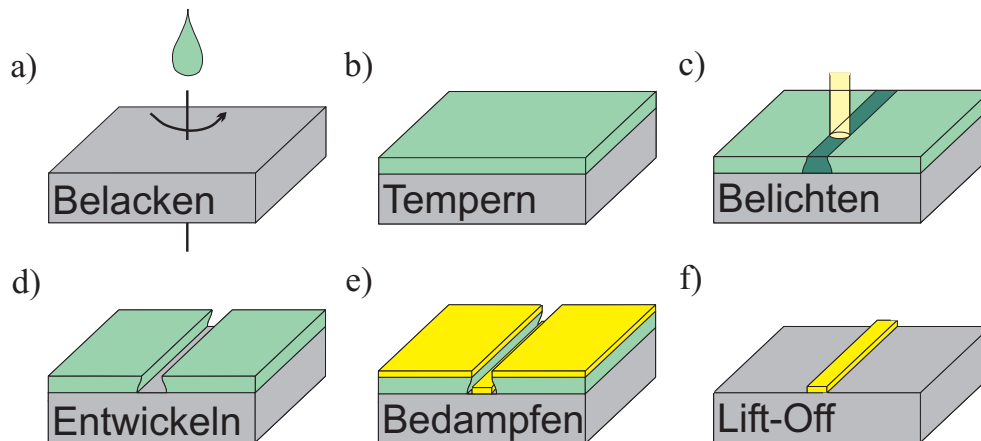
#### 3.1 Elektronenstrahlolithographie

Die polykristallinen Goldleiterbahnen werden mit Hilfe der Elektronenstrahlolithographie (engl. Electron Beam Lithography, EBL) hergestellt. Als Substrat dienen einkristalline Siliziumstücke mit den Maßen  $3,9 * 3,9 * 0,5 \text{ mm}$ . Die Substrate sind mit Bor dotiert und besitzen eine Leitfähigkeit von typischerweise  $1 \mu\Omega\text{cm}$ , um Aufladungseffekte bei der EBL zu vermeiden. An der Oberfläche befindet sich natürliches Siliziumoxid. Weiterhin wurden Siliziumsubstrate mit  $50 \text{ nm}$  thermisch gewachsenem Oxid zu Vergleichszwecken verwendet. Das Grundprinzip der EBL wurde bereits in [150] beschrieben und wird im Folgenden kurz erläutert.

Abb. 3.1 stellt die einzelnen Prozessschritte der Elektronenstrahlolithographie schematisch dar. Der erste Schritt ist die Belackung des gereinigten Substrats mit einem elektronenempfindlichen Lack (Abb. 3.1 a). Dies geschieht, indem das Substrat auf einem Vakuumschleudertisch fixiert und ein Tropfen des Lackes mit einer Pipette aufbringt. Anschließend rotiert das Substrat mit einer Umdrehungszahl  $U$  von typischerweise  $U = 6000$  Umdrehungen pro Minute, wodurch sich eine homogene Lackschicht einer bestimmten Dicke  $t_{\text{Lack}}$  bildet. Verwendet wurden positiv-Lacke<sup>8</sup> (Polymethylmethacrylat, PMMA) der Fa. Allresist mit verschiedenen Kettenlängen und Empfindlichkeiten gegenüber der Bestrahlung mit dem Elektronenstrahl. Nachdem der Lack sich auf dem Substrat befindet, wird er bei einer Temperatur von  $150 \text{ }^{\circ}\text{C}$  für typischerweise 10 Minuten angelassen (Abb. 3.1 b)). Anschließend erfolgt der Einbau in das Rasterelektronenmikroskop und die Belichtung nach dem gewünschten Layout (Abb. 3.1 c)). Nach der Belichtung wird die Probe für 2 Minuten in ein Entwicklungsbad (1 Teil Methylisobutylketon, MIBK, auf zwei Teile Isopropanol) gegeben, wodurch die belichteten Lackbereiche entfernt werden und eine Lackmaske entsteht (Abb. 3.1 d)). Nach Einbau in eine Aufdampfanlage wird das gewünschte Metall auf die Lackmaske mittels thermischer Verdampfung aufgedampft (Abb. 3.1 e)). Dabei ist darauf zu achten, dass die Metallschichtdicke maximal ca.  $1/3$  so groß ist wie die Lackschichtdicke  $t_{\text{Lack}}$ . Zur

<sup>8</sup>Bei positiv-Lacken werden die belichteten Positionen des Lackes chemisch entfernt; im Falle eines negativ-Lackes verbleiben die belichteten Positionen auf dem Substrat.



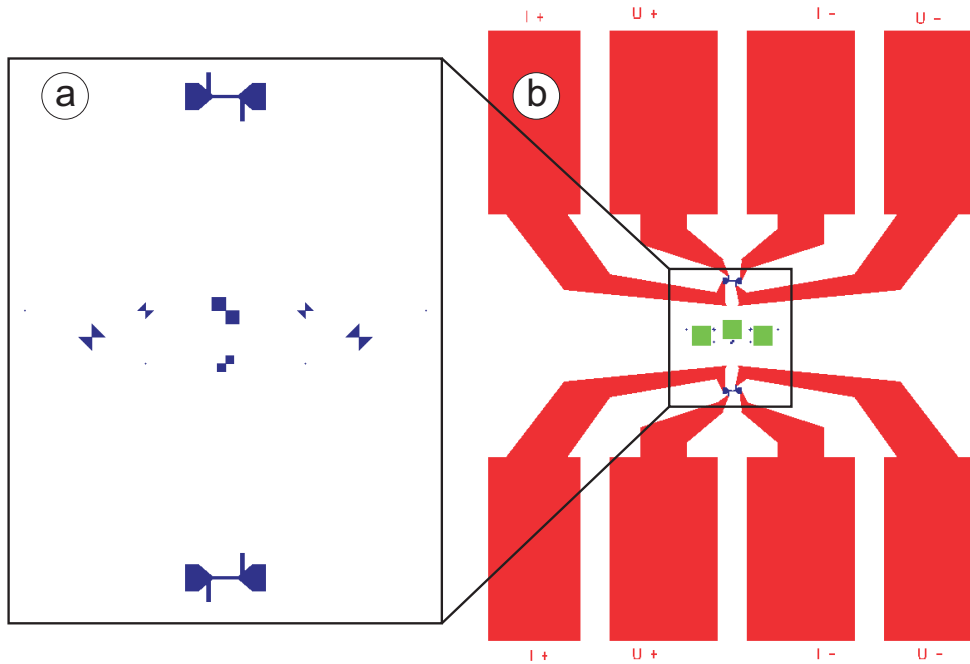


**Abb. 3.1:** Die wesentlichen Prozessschritte bei der Elektronenstrahlolithographie.

Vermeidung von Graten an den Nanostrukturen ist es weiterhin wünschenswert, ein so genanntes unterkehliges Lackprofil zu erhalten. Dies erleichtert im letzten Prozessschritt, dem Lift-Off (Abb. 3.1 f)), die Ablösung des unbelichteten Lackes mit dem darauf befindlichen Metall. Die Schichtdicke des aufgedampften Metalls wurde mit Hilfe eines Schwingquarzes während des Aufdampfvorgangs kontrolliert und zusätzlich nach dem Aufdampfen mittels eines Rasterkraftmikroskops (AFM) mit einer Genauigkeit von ca. 5 % nachgemessen.

Die minimale Breite der Leiterbahnen ist über die so genannten Proximityeffekte begrenzt [150–152]. Diese bewirken über die Vorwärtsstreuung der Elektronen im Lack sowie über die Rückstreuung der Elektronen aus dem Substrat (Primär- oder Sekundärelektronen) eine Verbreiterung der gewünschten Strukturen. Da in dieser Arbeit mit einer minimalen Strukturgröße von typischerweise  $200\text{ nm} - 1\text{ }\mu\text{m}$  gearbeitet wurde, stellten die Proximityeffekte kein Problem dar. Ihr Einfluss war hauptsächlich bei der Verwendung von Substraten mit  $50\text{ nm}$  Oxidschicht bemerkbar, bei denen es zu einer Verbreiterung der Leiterbahnen in der Nähe der Kontakte gekommen ist.

Um eine höhere Genauigkeit bei der Strukturierung der Leiterbahnen zu erreichen, wurde mit einer zwei-Schritt-EBL gearbeitet, bei welcher die gewünschten Nanostrukturen sowie Positionierungsmarken in einem ersten Schritt mit hoher Vergrößerung in einen unempfindlicheren Lack geschrieben und prozessiert werden. In einem zweiten EBL-Schritt werden anschließend die Kontaktstrukturen an die Leiterbahnen angepasst und prozessiert. Das genaue Verfahren ist bereits in [150,153] erläutert worden und wird daher hier nicht gesondert behandelt. In Abb. 3.2 ist das typische Layout für die Herstellung der Goldleiterbahnen zu sehen. Das Layout folgt dabei in Grundzügen dem Layout, welches für den SWEAT-Test vorgesehen ist (siehe [24] Seite 211). Die Leiterbahnen sowie die dazugehörigen Marken sind in Teilbild a) zu erkennen. In Teilbild b) sind die Kontaktpads (rot) sowie die Markenscanfelder (grün) dargestellt.



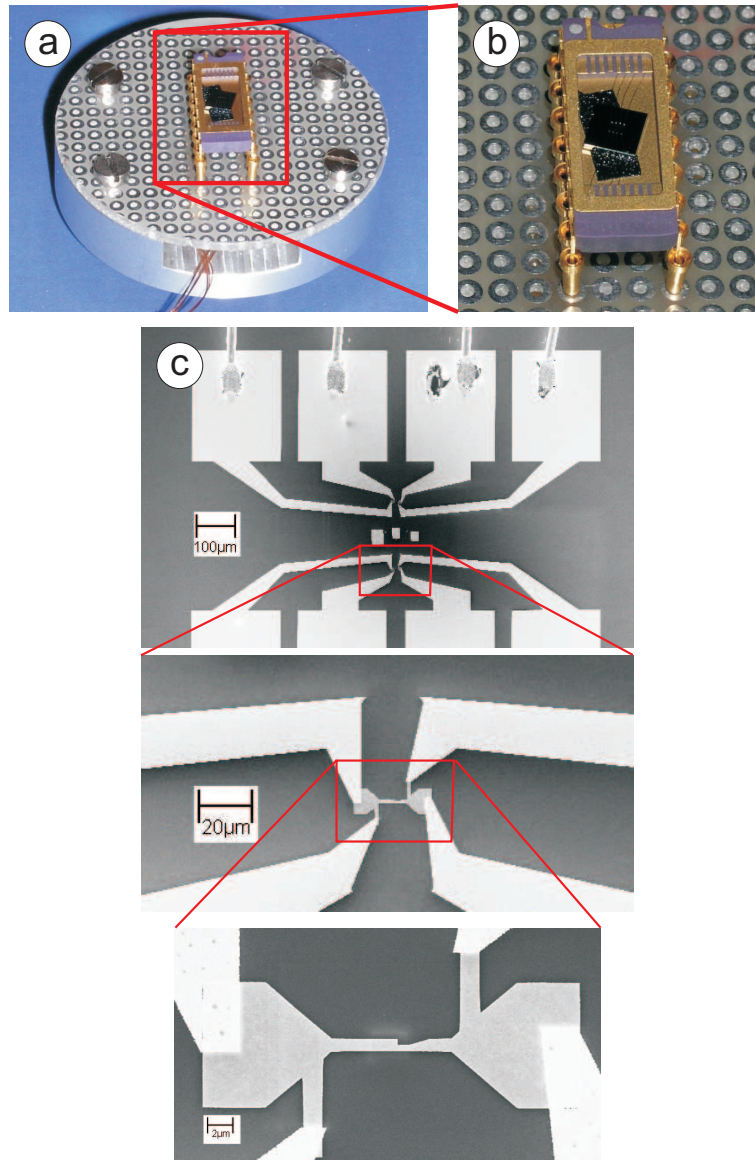
**Abb. 3.2:** Typisches Layout für die Herstellung polykristalliner Goldleiterbahnen. Im ersten EBL-Schritt werden die Leiterbahnen sowie die dazugehörigen Marken belichtet und prozessiert (Teilbild a), blau). Im zweiten EBL-Schritt werden die Kontaktpads (Teilbild b), rot) über die Markenscanfelder (grün) an die Position der Leiterbahnen angepasst und belichtet.

Im Gegensatz zu vielen anderen Elektromigrationsmessungen, bei denen Leiterbahnen mit einer Länge von mehreren hundert Mikrometern verwendet werden, haben die in dieser Arbeit untersuchten Leiterbahnen eine Länge von  $10\ \mu\text{m}$  bei einer Breite zwischen  $150\ \text{nm}$  und einem Mikrometer. Da in dieser Arbeit *in-situ* Untersuchungen mit hoher Auflösung durchgeführt wurden, musste ein Kompromiss zwischen Leiterbahnlänge und Bildbreite gefunden werden. Um die Bildung und das Wachstum der Poren verfolgen zu können, muss mit einer Vergrößerung gearbeitet werden, welche eine Auflösung von ca.  $10\ \text{nm}$  erlaubt. Die Breite einer REM-Aufnahme beträgt daher bei den typischerweise verwendeten Vergrößerungen ca.  $11.8\ \mu\text{m}$  und gestattet so, die Länge der Leiterbahnen komplett im Gesichtsfeld abzubilden.

## 3.2 Widerstandsmessungen und in-situ REM-Untersuchungen

### 3.2.1 Kontaktierung der Leiterbahnen und Bestimmung des Widerstandes

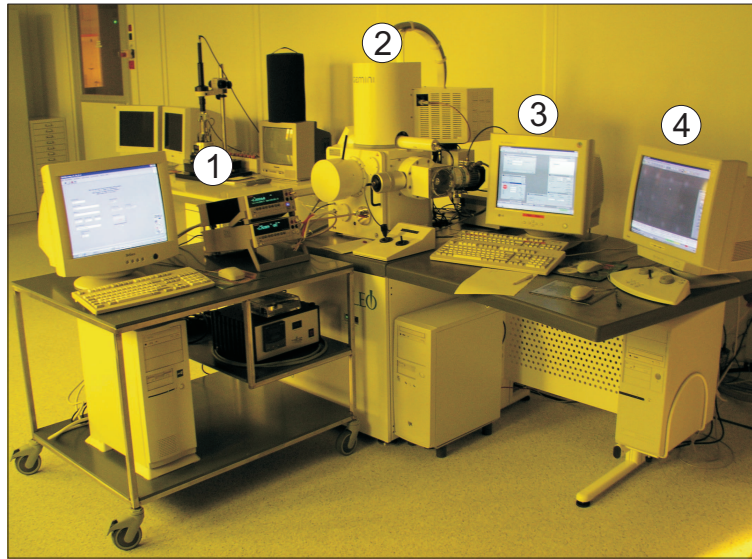
Sowohl die *in-situ*- wie auch die *ex-situ*-Messungen fanden auf 16-poligen Keramik-Chipcarriern statt. Hierzu wurden die Siliziumsubstrate zunächst mit einem Silberleitkleber auf Epoxidbasis auf den Chipcarrier aufgeklebt. In einem Standard-Bondprozess werden anschließend  $30\ \mu\text{m}$  dicke Aluminiumbonddrähte mit Hilfe eines Ultraschallim-



**Abb. 3.3:** Die Fotos zeigen Aufnahmen des in dieser Arbeit verwendeten Probenhalters (a). Auf dem Probenhalter befindet sich ein Chipcarrier mit kontaktiertem Siliziumsubstrat (b). In Teilbild (c) sind REM-Aufnahmen einer auf Substrat befindlichen und bereits kontaktierten Leiterbahn in verschiedenen Vergrößerungen zu erkennen.

pulses an den Kontaktpads sowie am Chipcarrier befestigt. Der Chipcarrier wird auf einen speziell gebauten Probenhalter aufgesteckt und kann anschließend im REM platziert werden. Als Messgeräte werden ein *Keithley 2400 Source-Current-Meter* als Stromquelle und ein *Keithley 2001 Multimeter* als Spannungsmessgerät verwendet. Die Messgeräte sind über einen speziellen Vakuumflansch mit dem Probenhalter elektrisch verbunden. Die Widerstandsmessungen können mit einer Genauigkeit von  $\Delta R/R \sim 5 \cdot 10^{-5}$  durchgeführt werden.

Abb. 3.3 zeigt den in dieser Arbeit verwendeten Probenhalter inklusive Chipcarrier

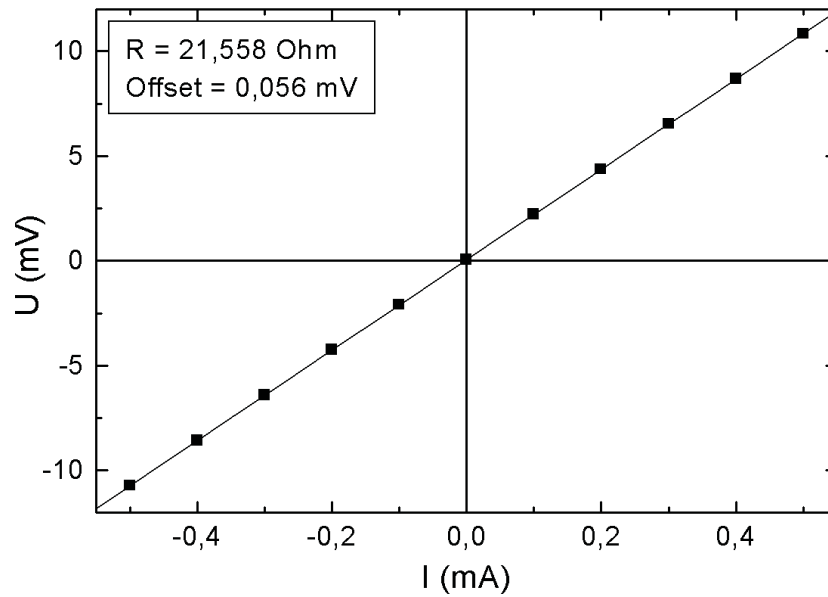


**Abb. 3.4:** Der Elektromigrationsmessplatz im Reinraum. Als zentrales Gerät für die Elektromigrationsmessungen wurde ein LEO 1530 Rasterelektronenmikroskop (Bildmitte) genutzt. Links im Bild ist der Messstand für die Widerstandsmessungen zu sehen.

mit kontaktierter Probe. Die Teilbilder 3.3 a) und b) sind Fotografien des Probenhalters, wobei in Teilbild b) deutlich die Bonddrähte zwischen dem Siliziumsubstrat und dem Chipcarrier zu erkennen sind. Abb. 3.3 c) zeigt REM-Aufnahmen einer Goldleiterbahn in verschiedenen Vergrößerungen. Man erkennt oben in Teilbild c) die Kontaktpads mit den Bonddrähten. In den höheren Vergrößerungen ist die Vier-Punkt-Kontaktierung der Leiterbahn zu erkennen. Die Spannungsabgriffe befinden sich ca.  $500\text{ nm}$  neben der Leiterbahn, um einen Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten zu verhindern. Wenn nicht anders vermerkt, handelt es sich bei den in dieser Arbeit vorgestellten Messungen um Vier-Punkt-Messungen, bei denen entweder mit einem eingprägten Strom oder mit einer eingprägten Spannung gearbeitet wurde.

Die Datenaufnahme bei den Widerstandsmessungen erfolgte mit einem selbst erstellten Messprogramm an einem neu aufgebauten Messstand, der sich im Reinraum befindet. In Abb. 3.4 ist dieser Messplatz für die Elektromigrationsmessungen zu sehen. Von links nach rechts ist zunächst der neu erstellte Messplatz für die Widerstandsmessungen mit Computeransteuerung und den Keithley-Messgeräten zu erkennen (1). Die Säule des REM ist in der Mitte des Bildes zu sehen (2). Im rechten Teil von Abb. 3.4 sind die Kontrollmonitore für die Elektronenstrahlolithographie (3) sowie das Rasterelektronenmikroskop (4) zu sehen.

Vor den Elektromigrationsmessungen, die typischerweise mit Stromdichten im Bereich von  $10^8\text{ A/cm}^2$  durchgeführt werden, wird der Widerstand der Leiterbahn mit Stromstärken  $I = -0,5\text{ mA}$  bis  $0,5\text{ mA}$  in  $0,1\text{ mA}$ -Schritten bestimmt (dies entspricht Stromdichten im Bereich von  $10^{-6}\text{ A/cm}^2$ ). Hierbei kommt es im Gegensatz zum eigent-



**Abb. 3.5:** Die Bestimmung des Widerstandes  $R(0)$  der unbelasteten Leiterbahnen erfolgt anhand einer  $U(I)$  Kennlinie mit Stromstärken bis  $\pm 0,5$  mA. Die Abbildung zeigt den typischen Verlauf der Spannung  $U$  als Funktion des eingepprägten Stroms  $I$ .

lichen Elektromigrations-Experiment zu keiner signifikanten Erwärmung der Leiterbahnen und damit zu keiner Änderung des Widerstandes aufgrund von Joule'scher Wärme (siehe Kap. 4.1.3). Der Widerstand der unbelasteten Leiterbahnen wird über eine  $U(I)$  Kennlinie ermittelt und im folgenden mit  $R(0)$  bezeichnet. Um den Widerstand  $R(0)$  von dem Widerstand der Leiterbahn mit hoher Strombelastung zu unterscheiden, wird dieser im folgenden als Widerstand  $R(I)$  bezeichnet.

Abb. 3.5 zeigt eine typische  $U$  von  $I$ -Kennlinie einer Goldleiterbahn. Der Widerstand  $R(0)$  ergibt sich zu  $R(0) = \delta U / \delta I$  und liegt in diesem Beispiel bei  $R(0) = 21,6 \Omega$ . Bei der linearen Anpassung an die Messwerte ergibt sich weiterhin ein Versatz der Messkurve gegenüber dem Koordinatenursprung von  $0,056$  mV. Dieser ist vermutlich auf die zwischen den Kontakten (unter anderem: Kontaktpads - Bonddrähte, Chipcarrier - Probenhalter) auftretende Thermospannungen zurückzuführen.

Für die weiteren Messungen wird vorausgesetzt, dass sich während der Elektromigrationsmessungen keine Änderungen an den Kontakten aufgrund des hohen Stromflusses ergeben. Dies wird anhand eines Vergleiches zwischen den 4-Punkt- und 2-Punkt-Widerständen überprüft, bei welchem sich ein konstanter Unterschied dieser Widerstände ergeben sollte. Weichen die Messwerte voneinander ab, ist es zu morphologischen Änderungen an den elektrischen Kontakten gekommen. Dies muss ggf. bei den weiteren Auswertungen berücksichtigt werden.

Mit Hilfe von speziell präparierten Proben wurde versucht, den Widerstand der Substrate abzuschätzen. Hierzu wurde das Standard-Layout *ohne* Leiterbahn hergestellt, d.



h. zwischen den 4Pkt-Spannungsabgriffen befindet sich eine  $10\ \mu\text{m}$  breite Lücke. Der Widerstand dieser Struktur wurde anschließend über zwei Stunden gemessen und ein Wert von  $R \geq 5000\ \Omega$  bestimmt. Im Vergleich zu den typischen Widerständen der Goldleiterbahnen von maximal ca.  $50\ \Omega$  ist dieser Parallelwiderstand vernachlässigbar.

Weiterhin wurden einige Leiterbahnen auf Substraten mit einer thermisch gewachsenen Oxidschichtdicke von  $50\ \text{nm}$  präpariert [154]. Hierdurch verringert sich die thermische Leitfähigkeit der Substrate und die Leiterbahn heizt sich bei gleicher Stromdichte stärker auf (siehe Kap. 5.4). Abgesehen von dem thermischen Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten zeigen sich keine Änderungen in Bezug auf Substrate mit natürlichem Oxid.

### 3.2.2 In-situ Beobachtung der morphologischen Änderungen

Die in dieser Arbeit verwendete Hauptuntersuchungsmethode hinsichtlich der morphologischen Beschaffenheit der Proben (Erscheinungsbild der Leiterbahnen, Korngrößen und morphologische Veränderungen während der Elektromigration) ist die Rasterelektronenmikroskopie. Verwendet wurde ein REM vom Typ LEO 1530 (Baujahr 2000) mit einer nominellen minimalen Auflösung von  $2\ \text{nm}$ , welche unter optimalen Bedingungen mit dem Inlens-Detektor erreicht wird [155]. Zur allgemeinen Funktionsweise eines Rasterelektronenmikroskops sei auf die einschlägige Fachliteratur verwiesen (z. B. [156,157]).

Das hier verwendete Gerät besitzt einen Everhart-Thornley Sekundärelektronendetektor außerhalb der elektronenoptischen Säule (im Folgenden als Outlens-Detektor bezeichnet) sowie einen Detektor innerhalb der elektronenoptischen Säule (im Folgenden als Inlens-Detektor bezeichnet). Das Signal beim Inlens-Detektor entsteht hauptsächlich aufgrund von oberflächennahen Sekundärelektronen und erlaubt so eine hochauflösende Abbildung der Probenoberfläche. Wenn nicht anders vermerkt, handelt es sich bei den in dieser Arbeit gezeigten REM-Aufnahmen um Aufnahmen, welche mit dem Inlens-Detektor erstellt wurden. Die Aufnahmezeit eines REM-Bildes beträgt - je nach eingestellter Rastergeschwindigkeit und Bildgröße - typischerweise zwischen  $330\ \text{ms}$  und  $1,3\ \text{Minuten}$ , wobei Aufnahmen mit geringerer Geschwindigkeit ein höheres *Signal zu Rausch*-Verhältnis zeigen und damit an Schärfe gewinnen.

Bis November 2004 wurden die REM-Aufnahmen während der *in-situ* Elektromigrationsuntersuchungen *per Hand* angefertigt: Zu vorgegebenen Zeiten (typischerweise im Abstand von  $30\ \text{Sekunden}$ ) wurde eine REM-Aufnahme gestartet und abgespeichert. Nach November 2004 bestand aufgrund eines neuen Steuerungscomputers für das REM die Möglichkeit, ein kontinuierliches Video im AVI-Format aufzunehmen. Bei diesem wird in einem vorgegebenen Zeitintervall (typisch:  $1 - 5\ \text{s}$ ) die aktuelle REM-Aufnahme

in einer fortlaufenden Datei abgespeichert. Anhand des synchronisierten Zeitindexes zwischen den elektrischen Messdaten und der Videodatei besteht weiterhin die Möglichkeit, aus diesem Film einzelne Aufnahmen als BMP-Datei zu extrahieren und tiefergehend zu analysieren. Die morphologischen Änderungen innerhalb der Leiterbahnen lassen sich auf diese Art in Echtzeit bzw. nach einer Videobearbeitung im Zeitraffer verfolgen.

### 3.3 Zusätzliche Charakterisierung

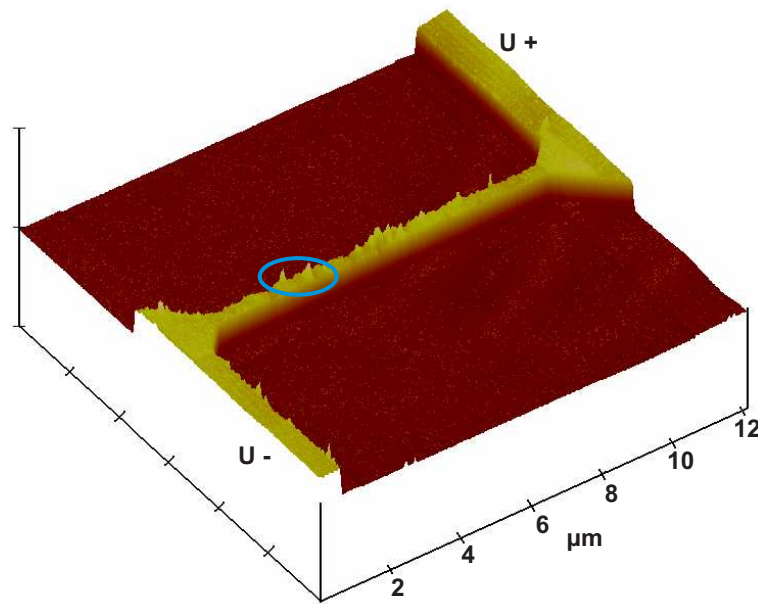
Neben der bereits beschriebenen Beobachtung der morphologischen Veränderungen der Proben im REM wurden folgende Verfahren zur Charakterisierung der Proben eingesetzt:

1. Die Schichtdicke der Leiterbahnen wurde - neben der *in-situ* Kontrolle mit Hilfe eines kalibrierten Schwingquarzes - mit einem Rasterkraftmikroskop (englisch: Atomic Force Microscope, AFM) kontrolliert. Hierfür wurde exemplarisch jeweils eine Probe aus einer Aufdampfserie untersucht. Weiterhin wurden mittels AFM exemplarisch die morphologischen Veränderungen innerhalb der Leiterbahnen *post mortem* untersucht.
2. Für die Analyse der chemischen Zusammensetzung der Proben (vor allem nach der *in-situ* Beobachtung) kam exemplarisch die energiedispersive Röntgenanalyse (EDX) zum Einsatz.
3. Ein Philipps CM20 Transmissionselektronenmikroskop (TEM) wurde genutzt, um die (mittlere) Korngröße vergleichend zu den REM-Aufnahmen bestimmen zu können. Weiterhin konnte so die Kristallstruktur der Goldleiterbahnen bestimmt werden.
4. Das Vorhandensein einer Textur innerhalb der Leiterbahnen wurde mit Hilfe der Röntgendiffraktometrie (XRD) an geschlossenen Schichten überprüft.

Im Folgenden werden diese vier Methoden kurz erläutert. Weiterhin wird bereits hier kurz auf wesentliche Ergebnisse eingegangen.

#### AFM

Für die rasterkraftmikroskopischen Untersuchungen wurde ein *DI Dimension 3000* Rasterkraftmikroskop im Tapping-Modus<sup>TM</sup> verwendet. Hierbei tastet eine Siliziumspitze in geringem Abstand die Oberfläche einer Probe ab (siehe z. B. [158]). Der maximale Bildausschnitt des verwendeten Gerätes beträgt 90  $\mu\text{m}$  mit einer typischen Auflösung



**Abb. 3.6:** Typisches Beispiel einer AFM-Aufnahme einer Goldleiterbahn nach der Elektromigration. Der blaue Kreis deutet auf zwei Hügel hin, die sich während der Elektromigration gebildet haben. Anhand solcher Aufnahmen wird die Schichtdicke der untersuchten Leiterbahnen sowohl für die Goldleiterbahnen als auch für die einkristallinen Silberdrähte bestimmt.

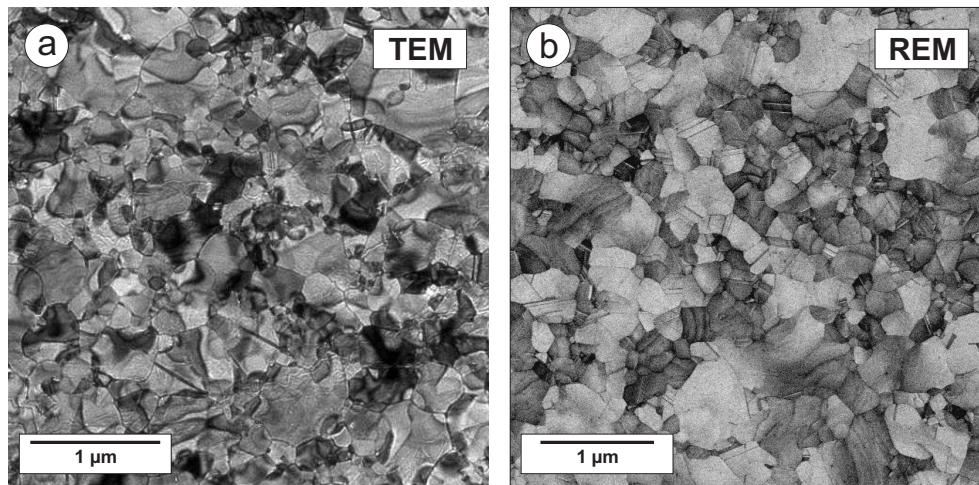
von  $256 \times 256$  Bildpunkten. Vor Bestimmung der Schichtdicken anhand der Leiterbahnproben wurde die Höhenmessung des Gerätes an einer Kalibrierprobe überprüft. Anschließend wurde von jedem Aufdampfvorgang an einer Probe exemplarisch die Schichtdicke gemessen. Die so bestimmte Schichtdicke wird für die weiteren Berechnungen (z. B. zur Bestimmung der Stromdichte in Verbindung mit den REM-Daten der Leiterbahnbreite) verwendet.

Abb. 3.6 zeigt eine typische AFM-Aufnahme einer polykristallinen Goldleiterbahn nach der Elektromigration. Man erkennt das Höhenprofil der Leiterbahn und der Spannungsabgriffe (zur Kennzeichnung der Stromrichtung im Bild mit U - und U + bezeichnet) sowie das Auftreten von Poren und Hügeln an der Oberfläche der Leiterbahn. Eine quantitative Bestimmung, beispielsweise der Porenfläche, ist anhand solcher Aufnahmen aufgrund der Faltung des AFM-Spitzenprofils mit dem Oberflächenprofil der Leiterbahn nicht möglich. Bestimmt werden kann die Höhe der aufgetretenen Hügel; im Beispiel von Abb. 3.6 wurde eine Höhe von ca.  $30 \text{ nm}$  einzelner Hügel (siehe Kreis) über der  $40 \text{ nm}$  hohen Leiterbahn gemessen.

## EDX

Zur Analyse der chemischen Zusammensetzung innerhalb der Leiterbahnen bzw. der geschlossenen Schichten wurde auf die energiedispersive Röntgenanalyse zurückgegriffen.





**Abb. 3.7:** Vergleich zwischen einer TEM-Aufnahme (a) und einer REM-Aufnahme (b). In beiden Fällen lassen sich einzelne Körner gut voneinander unterscheiden, so dass die Korn-durchmesser anhand solcher Aufnahmen bestimmt werden können.

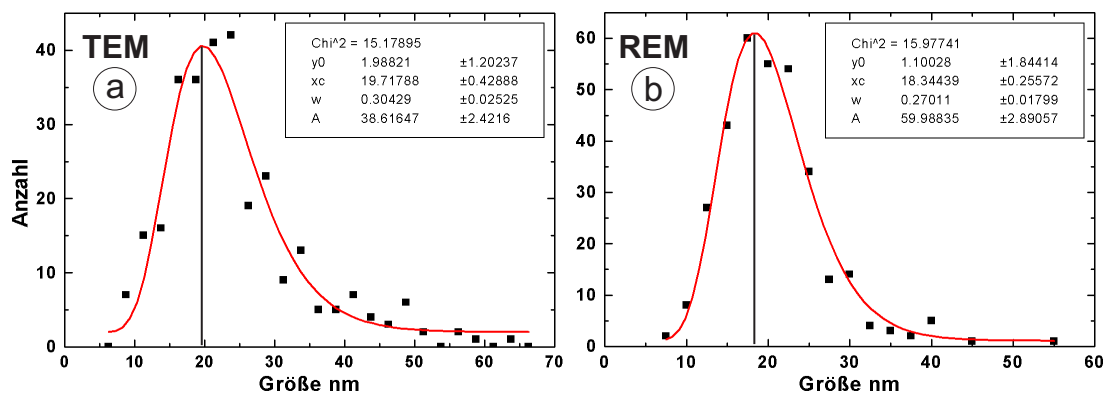
Treffen hochenergetische Elektronen auf ein Material, werden charakteristische Röntgenstrahlen emittiert, mit deren Hilfe man die chemische Zusammensetzung einer Probe bestimmen kann. Für diese Arbeit wurden EDX-Untersuchungen sowohl in einem REM als auch in einem TEM durchgeführt. Die EDX-Untersuchungen am REM wurden mit freundlicher Unterstützung von Herrn Peter Hinkel am Institut für Werkstoffwissenschaften der Universität Duisburg-Essen durchgeführt. Hierbei wurden exemplarisch Goldleiterbahnen sowie Silberdrähte nach den Elektromigrations-Messungen untersucht.

Auf die Ergebnisse der EDX-Untersuchungen an den Silberdrähten wird in Kap. 6.3 genauer eingegangen. Diese sind wesentlich für die Diskussion der Migrationsrichtung in den Silberdrähten (vergleiche auch Kap. 2.3). Hinsichtlich der Goldleiterbahnen bzw. der im TEM untersuchten Goldschichten, zeigten die EDX-Untersuchungen im Rahmen der Nachweisgrenze keine Verunreinigungen durch andere Metalle. Die Nachweisgrenze liegt dabei deutlich unter einem Atomprozent [159].

## TEM

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten TEM-Untersuchungen wurden freundlicherweise von Frau Dr. Olga Dmitrieva und Frau Dr. Daniela Sudfeld an einem Philips CM 20 mit einer Beschleunigungsspannung von 200 keV vorgenommen. Für das allgemeine Funktionsprinzip eines TEM sei auf die Fachliteratur verwiesen (z. B. [160]). Die im TEM zu untersuchenden Proben müssen gegenüber dem REM ein paar zusätzliche Voraussetzungen erfüllen, welche im Folgenden kurz behandelt werden.

Neben der elektrischen Leitfähigkeit zur Vermeidung von Aufladungseffekten müssen die Proben hinreichend dünn sein, so dass sie vom Elektronenstrahl durchdrungen



**Abb. 3.8:** Zur Bestimmung der mittleren Korngröße mittels TEM (a) und REM (b). Die Auftragungen zeigen die Anzahl der Körner in Abhängigkeit des Durchmessers und die Anpassung mit einer logarithmischen Normalverteilung (rote Linie). Für Auftragung a) (TEM) wurden 295 Körner ausgewertet; für Auftragung b) (REM) wurden 325 Körner ausgewertet.

werden können. Die maximale Dicke beträgt, je nach Material, ca. 30 – 50 nm. Für die vergleichende Bestimmung von Korngrößen wurden die Metallschichten im Gegensatz zu den für die Elektromigrationsmessungen verwendeten Proben folgendermaßen präpariert: Auf ein Kochsalzsubstrat wurde zunächst eine dünne Schicht (Schichtdicke  $t_K \simeq 10$  nm) amorphen Kohlenstoffs als Trägermaterial aufgedampft. Auf diese Kohlenstoffschicht wurde dann die Goldschicht mit einer Dicke von 36 nm aufgedampft. Das NaCl-Substrat wurde anschließend in destilliertem Wasser aufgelöst und der Goldfilm auf ein TEM-Grid aus Kupfer mit einer Maschenbreite von 300  $\mu\text{m}$  aufgebracht.

Für die vergleichende Untersuchung der Korndurchmesser wurden für eine unbehandelte Probe jeweils mehrere TEM- und REM-Aufnahmen der Schicht auf dem TEM-Grid angefertigt. Abb. 3.7 zeigt in Teilbild a) eine TEM-Aufnahme und in Teilbild b) eine (kontrastverstärkte) REM-Aufnahme des Goldfilms. Man kann bei beiden Aufnahmen deutlich einzelne Körner voneinander unterscheiden. Anhand solcher Aufnahmen wird mittels eines Bildbearbeitungsprogramms (Analysis<sup>®</sup> von Soft Imaging Systems) der Korndurchmesser einer großen Anzahl von Körnern bestimmt.

Es hat sich zunächst herausgestellt, dass sich bei Verwendung unterschiedlicher Substrate (Silizium im Vergleich zu NaCl), welche beide im gleichen Aufdampfvorgang mit einer Schicht von amorphem Kohlenstoff bedeckt wurden, unterschiedliche Korndurchmesser ergeben. Der Grund hierfür liegt jedoch nicht in der verwendeten Messmethode, sondern in einem unterschiedlichen Aufwuchsverhalten aufgrund des verwendeten Substrates. Daher wurden für die vergleichenden Messungen die Korndurchmesser an jeweils derselben Probe sowohl mit dem TEM als auch mit dem REM bestimmt. Hierbei gibt es eine gute Übereinstimmung der mittleren Korndurchmesser, wie im folgenden anhand eines Beispiels dargestellt wird.

Abb. 3.8 zeigt die Korngrößenverteilung in Abhängigkeit des Durchmessers für die unbehandelte Schicht. Teilbild 3.8 a) zeigt die Ergebnisse der Auswertung von 295 Körnern anhand von TEM-Aufnahmen und Teilbild 3.8 b) die Auswertung von 325 Körnern anhand von REM-Aufnahmen. Das Messintervall betrug in beiden Fällen einheitlich  $2,5 \text{ nm}$  (zur Zählung der Anzahl der Körner mit dem gleichen Durchmesser), wobei die Auftragung über dem Mittelwert des jeweiligen Intervalls erfolgte. Man erkennt in beiden Fällen eine zu erwartende logarithmische Normalverteilung. Die Anpassung an die Messwerte ist durch die rote Kurve dargestellt.

Im Folgenden wird der Modalwert der logarithmischen Normalverteilung  $x_c$  als Korndurchmesser angegeben<sup>9</sup>. Im Fall der TEM-Auswertung liegt der Modalwert bei  $x_c = 19,7 \text{ nm}$ . Bei der Auswertung anhand der REM-Aufnahmen ergibt sich ein Modalwert von  $x_c = 17,0 \text{ nm}$ . Die Abweichung zwischen diesen beiden Methoden beträgt damit  $\delta x_c = 2,7 \text{ nm}$ . Diese geringe Abweichung zeigt, dass es legitim ist, im Folgenden die (modalen) Korndurchmesser *alleine* anhand der REM-Aufnahmen zu bestimmen.

Die Leiterbahnen für die Elektromigrationsmessungen sind auf Siliziumsubstraten ohne Kohlenstoff hergestellt worden, was für die Bestimmung der mittleren Korngröße im REM keinen Einfluss hat. Weiterhin kann davon ausgegangen werden, dass die Korngröße von den verwendeten Leiterbahndimensionen unabhängig ist [150].

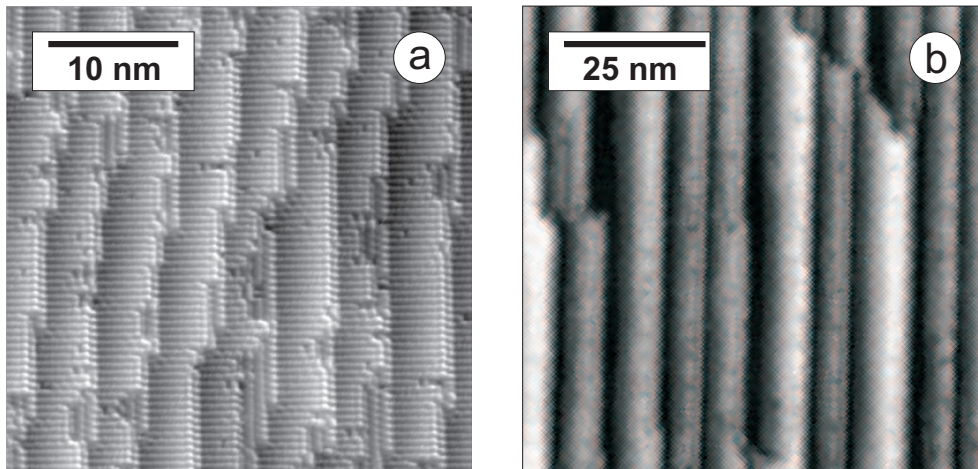
## XRD

Die Frage, ob gegebenenfalls eine Textur innerhalb der Leiterbahnen vorliegt, wurde mit Hilfe der Röntgenbeugung an geschlossenen polykristallinen Goldschichten überprüft. Verwendet wurde ein Röntgendiffraktometer vom Typ X'Pert PRO der Fa. PANalytical. Da die nicht angelassenen Goldleiterbahnen im Vergleich zu den Korngrößen ein minimales Verhältnis von Leiterbahnbreite zu Korngröße von  $b/d = 6,5$  für die nicht-angelassenen Proben aufweisen, kann davon ausgegangen werden, dass bei dem Auftreten einer Textur in einer geschlossenen Schicht diese auch innerhalb der Leiterbahnen auftritt.

Die Schichten wurden in einem Winkelbereich (Azimutal) von 30 bis 130 Grad mit Kobalt  $K_\alpha$  - Strahlung (Wellenlänge  $\lambda = 1,79 \text{ \AA}$ ) in einer  $\Theta/2\Theta$ -Geometrie untersucht [161]. Diese Messungen wurden für Drehungen der Probe in  $10^\circ$ -Schritten von  $0^\circ$  bis  $180^\circ$  durchgeführt. Hierbei wurden zwei verschiedene Schichtdicken zunächst bei Zimmertemperatur untersucht. Anschließend wurden für *dieselben* Proben nach einem Anlassen bei  $450^\circ\text{C}$  für eine Zeit 15 Minuten erneut XRD-Untersuchungen durchgeführt.

---

<sup>9</sup>Für die angelassenen Proben war es aufgrund des begrenzten Bildmaterials nicht möglich, eine genügende Anzahl Körner auszuwerten; in solchen Fällen wird der statistische Mittelwert als Korngröße angegeben.



**Abb. 3.9:** Rastertunnelmikroskopieaufnahmen einer Siliziumoberfläche vor und nach Bedampfen mit Silber. Aufnahme a) zeigt eine 4 Grad fehlgeneigte Siliziumoberfläche mit so genannten Double-Steps. Vor Aufnahme b) wurden 0,66 Monolagen Silber aufgedampft. Dies führt zu einer Terrassierung der Oberfläche mit Terrassenbreiten bis zu mehr als 100 nm und zum Step-Bunching. Bei weiterem Aufdampfen von Silber entstehen einkristalline Silberinseln sowie entlang der Step-Bunches einkristalline Silberdrähte. (Abb. mit freundlicher Genehmigung von Herrn F.-J. Meyer zu Heringdorf [165].)

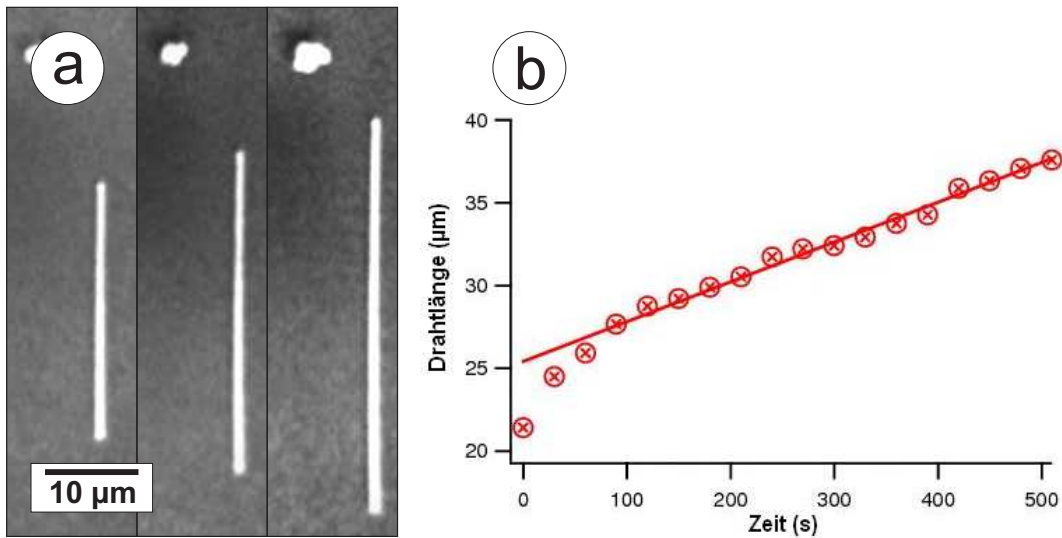
Bei einem Vergleich der angelassen mit den nicht angelassenen Schichten erkennt man für beide Proben ein deutliches Anwachsen der Beugungsreflexe von den (111)- und (222)-Gitterebenen. Andere Reflexe der Goldschicht werden nach dem Anlassen nicht mehr beobachtet; dies deutet auf eine Verstärkung einer bereits vorhandenen (111)-Textur durch den Anlassvorgang hin.

### 3.4 Einkristalline Silberdrähte

In dieser Arbeit wurden *erstmalig* selbstorganisierte einkristalline Silberdrähte mit Hilfe der EBL elektrisch kontaktiert. Ziel war es, an diesem neuartigen System [162] Elektromigrationsuntersuchungen durchzuführen. Die Drähte wurden freundlicherweise von Herrn Dr. Frank Meyer zu Heringdorf und Herrn Dr. Liviu Chelaru aus der Arbeitsgruppe Horn von Hoegen, Universität Duisburg-Essen, präpariert.

#### 3.4.1 Herstellung der Silberdrähte

Bei der Deposition von Silber bei einer Temperatur von ca. 500–600 °C auf eine vicinalen Silizium (001)-Oberfläche kommt es zu einer Facettierung dieser Oberfläche. Zunächst bilden sich aus der mit Doppelstufen bedeckten Oberfläche größere (001)-Terrassen mit der wohl bekannten (3x2)-Rekonstruktion des Silbers [163]. Die flachen (001)-Terrassen sind durch so genannte Step-Bunches (zu deutsch: Stufenansammlungen) voneinander



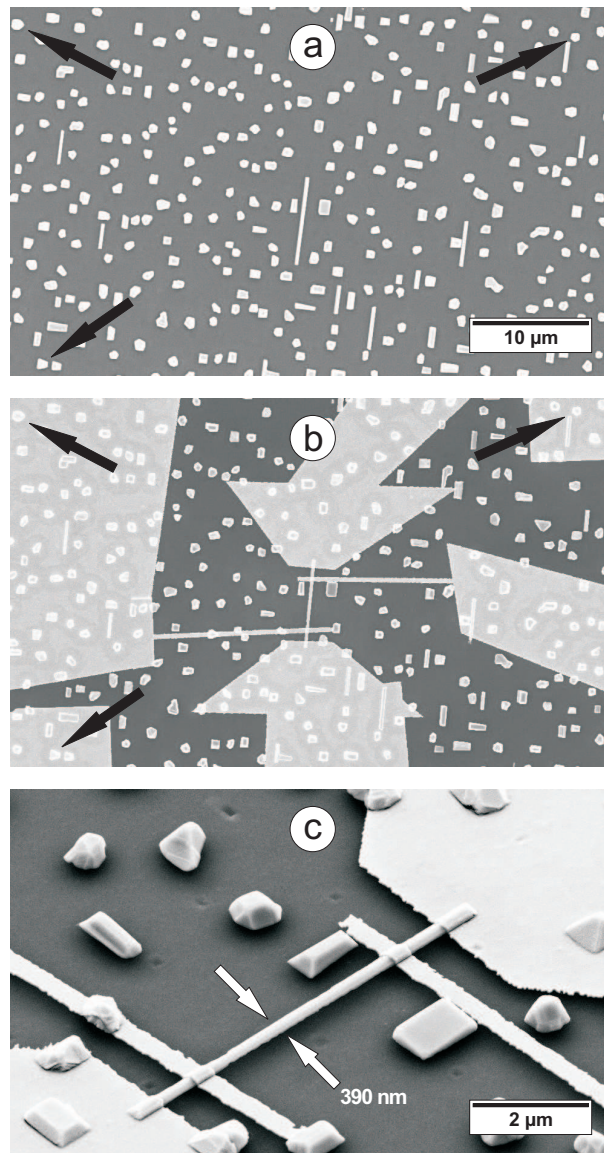
**Abb. 3.10:** Das PEEM-Bild a) zeigt einen einkristallinen Silberdraht während der Deposition von Silber. Teilbild b) stellt das Längenwachstum dieses Drahtes als Funktion der Zeit dar. (Abb. mit freundlicher Genehmigung von Herrn F.-J. Meyer zu Heringdorf [165].)

getrennt. Diese Step-Bunches bestehen bevorzugt aus (115) und (117) Seitenfacetten [164]. Abb. 3.9 a) zeigt eine Siliziumoberfläche vor der Deposition von Silber. Man erkennt deutlich einzelne Terrassen mit einer Breite von ca. zehn Atomen sowie die typischen Doppelstufen. Abb. 3.9 b) zeigt dieselbe Oberfläche nach der Bedeckung mit 0,66 Monolagen Silber; in diesem Beispiel haben sich Terrassen von ca. 10 Nanometer Breite gebildet.

Bei weiterer Deposition von Silber auf die so facettierte Oberfläche kommt es zur Bildung von dreidimensionalen Silberinseln. Aufgrund der durch die Facettierung hervorgerufenen Diffusionsanisotropie bilden sich weiterhin dreidimensionale Silberdrähte mit einem dreieckigen Profil und einer typischen Breite von 200 – 400 nm bei einer Höhe von 100 – 300 nm [162]. Die Länge der Drähte hängt im wesentlichen von der Dauer des Aufdampfvorgangs ab und kann bis über 100 µm betragen.

Das Wachstum eines solchen einkristallinen Silberdrahtes ist in Abb. 3.10 a) dargestellt. In Abb. 3.10 b) wurde die Länge des Drahtes als Funktion der Zeit (bei konstanter Aufdampftrate) aufgetragen. Nach einer Nukleationsphase wächst der Draht linear mit der Zeit an. Weitere Details zur Präparation der Silberdrähte sind in [162] zu finden. Da es sich bei dem Wachstum der Drähte um einen statischen Prozess handelt, werden diese kontrolliert im Photoelektronenemissionsmikroskop (PEEM) während eines *in-situ* Aufdampfvorgangs präpariert. Dies gestattet es, gezielt Drähte mit einem bestimmten Verhältnis von Breite zu Länge herzustellen.





**Abb. 3.11:** Kontaktierung einkristalliner Silberdrähte. Teilbild a) zeigt eine REM-Aufnahme der Siliziumoberfläche mit einem einkristallinen Draht in der Mitte des Bildausschnitts. Die schwarzen Pfeile deuten auf Silberinseln, welche für den EBL-Schritt als Marken benutzt werden. Teilbild b) zeigt den Silberdraht nachdem die Kontaktierung mit Hilfe der EBL durchgeführt wurde. In Teilbild c) ist eine REM-Aufnahme der um 45 Grad geneigten Struktur zu sehen. (Bilder nach [166])

### 3.4.2 Kontaktierung der Silberdrähte

Für die elektrische Kontaktierung der Silberdrähte sind (gegenüber der Präparation polykristalliner Goldleiterbahnen) eine Reihe von zusätzlichen Schritten notwendig [166]. Da die exakten Positionen der Drähte auf dem Substrat aufgrund des Selbstorganisationsprozesses nicht bekannt sind, müssen zunächst die Positionen und die Längen der zu kontaktierenden Drähte bestimmt werden. Hierzu werden die Drähte nach dem Wachs-

tum auf dem Siliziumsubstrat in das REM transferiert<sup>10</sup>. Wie bei einer zwei-Schritt-EBL wird das Substrat einjustiert, so dass die (physikalische) Position eines Drahtes gegenüber der Referenzposition der Probe (im allgemeinen ist dies die obere rechte Ecke des Substrates) bestimmt werden kann. Mit einem Bildausschnitt von typischerweise  $100\text{ }\mu\text{m}$  wird nun der Probenhalter mit dem Substrat verfahren, bis sich ein geeigneter Silberdraht in der Mitte des Bildausschnittes befindet. Die Koordinaten dieses Drahtes (also die Position des Tisches in Bezug auf die Referenzposition) werden notiert und das Verfahren wiederholt. Pro Substrat werden so typischerweise drei bis vier Silberdrähte für die weitere Prozessierung ausgesucht.

Abb. 3.11 a) zeigt eine typische REM-Aufnahme eines Silberdrahtes. Man erkennt in der Mitte der Aufnahme den Draht mit einer Länge von ca.  $10\text{ }\mu\text{m}$  sowie viele Silberinseln in der Umgebung des Drahtes. Anhand der Bilder wird die Position von drei Silberinseln relativ zu dem Draht bestimmt (siehe Pfeile); diese Silberinseln dienen beim EBL-Schritt als Marken, anhand derer das Kontaktlayout an den Draht angepasst werden kann. Für jeden Draht muss ein *individuelles* Kontaktlayout erstellt werden, welches von der Länge des Drahtes sowie der Position der Silberinseln abhängt. Gleichzeitig muss die Position der weiteren ausgewählten Drähte auf dem Substrat berücksichtigt werden. Wie bei einer "normalen" zwei-Schritt-EBL wird das Substrat anschließend belichtet und zur Belichtung erneut in das REM eingebaut. Die Probe wird einjustiert und die zuvor bestimmten Koordinaten des Drahtes werden vom Tisch angefahren. Anschließend kann anhand der Marken das individuell erstellte Layout an die Position des Drahtes angepasst und die Belichtung vorgenommen werden. Aufgrund der Größe der als Marken dienenden Silberinseln ergibt sich bei der Positionierung der Kontakte eine Genauigkeit kleiner als  $200\text{ nm}$ .

Nach der Belichtung erfolgt die Entwicklung des Lackes und anschließend das Bedampfen mit dem gewünschten Kontaktmaterial. Als Kontaktmaterial wurde im Rahmen dieser Arbeit polykristallines Gold verwendet, welches mittels thermischer Verdampfung auf die Lackmaske aufgedampft wurde. Nach dem Lift-Off erhält man so einen Silberdraht mit (makroskopischen) elektrischen Kontaktpads, der wie in Kap. 3.2 beschrieben gemessen werden kann. Abb. 3.11 b) zeigt den Silberdraht aus Abb. 3.11 a) nach dem EBL-Prozess. In Abb. 3.11 c) ist eine um  $45^\circ$  gekippte REM-Aufnahme dieses Nanodrahtes zu sehen. Man erkennt deutlich, dass das Silber vollständig von den Goldkontakten bedeckt ist. Weiterhin lässt sich die typische dreieckige Form des Silberdrahtes erkennen. Die Dimensionen der Silberdrähte müssen anschließend für jeden

---

<sup>10</sup>Ein wesentlicher Nachteil bei dieser Methode ist die Überführung der Drähte an Luft, da es zur Oxidation des Silbers kommen kann. So hat sich herausgestellt, dass die Prozessierung sowie die Elektromigrationsmessung nach Möglichkeit innerhalb *einer Woche* durchgeführt werden sollten, da es ansonsten in einigen Fällen zu deutlichen Degradationserscheinungen der Drähte kommt.

Draht individuell mittels REM- und AFM-Aufnahmen bestimmt werden.

Mit Hilfe der im Rahmen dieser Arbeit entwickelten Methode ist es somit möglich, beliebig geformte Drähte elektrisch zu kontaktieren. Dies ermöglicht auch für andere selbstorganisierte Systeme - wie z. B. Ketten aus Eisen-Nanopartikeln<sup>11</sup> - neue Untersuchungsmöglichkeiten.

---

<sup>11</sup>Diese werden im Rahmen des Sonderforschungsbereichs 491 - *Nanopartikel aus der Gasphase* untersucht; siehe auch [167]



## 4. Ergebnisse und Diskussion: Vorbetrachtungen zu den in-situ Messungen

Bevor die Messungen zur Elektromigration hinsichtlich der morphologischen Änderungen behandelt werden, wird in diesem Kapitel ein Überblick über verschiedene Einflussgrößen auf die Elektromigration gegeben, die sowohl für die polykristallinen Gold-, als auch für die einkristallinen Silberdrähte relevant sind. Zunächst wird in Kap. 4.1 der Einfluss der Temperatur sowie die Temperaturbestimmung innerhalb der Leiterbahnen betrachtet. In Kap. 4.2 wird der Einfluss des Rasterelektronenmikroskops auf die Messungen untersucht. Hierzu zählt die Erwärmung, welche über den Energieeintrag des Elektronenstrahls erfolgt. Weiterhin wird der Einfluss von Kohlenstoffverunreinigungen, welche zwangsläufig bei den *in-situ* REM-Messungen entstehen, behandelt. Diese Verunreinigungen besitzen einen wesentlichen Einfluss auf die Lebensdauer der polykristallinen Goldleiterbahnen. Abschließend wird in Kap. 4.3 der Unterschied zwischen strom- und spannungseingeprägten Messungen beschrieben.

### 4.1 Einfluss und Bestimmung der Temperatur

Die Temperatur besitzt einen wesentlichen Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten der Leiterbahnen (siehe Kap. 2.1). Sie geht direkt in die Diffusionskonstante und damit in die Stärke und Geschwindigkeit der Bewegung der Atome ein. Bis auf die Tieftemperaturmessungen (siehe Kap. 5.1.7) wurden sämtliche Elektromigrationsmessungen im Rahmen dieser Arbeit im vollklimatisierten Reinraum bei einer Temperatur von 21 °C (und einer relativen Luftfeuchte von 50 %) durchgeführt.

Aufgrund der hohen Stromdichten innerhalb der Leiterbahnen kommt es zu einer Joul'schen Erwärmung, die bei der Auswertung berücksichtigt werden muss. Da es nicht möglich war, die Temperaturerhöhung der Strukturen direkt zu messen, wurde sie aus der Temperaturabhängigkeit des Widerstandes der Goldleiterbahnen bestimmt. Für die Temperaturerhöhung einer Leiterbahn gilt dabei folgender Zusammenhang (siehe z. B. [24]):

$$dT = \frac{R(T) - R(0)}{\alpha \cdot R(0)} \quad (7)$$

Hierin entspricht  $R(T)$  dem gemessenen Widerstand und  $R(0)$  bezeichnet den Widerstand der Leiterbahn bei Zimmertemperatur. Die Größe  $\alpha$  bezeichnet den linearen Temperaturkoeffizienten des Widerstandes.

Der Widerstand  $R(0)$  wird über eine  $U(I)$ -Messung mit Stromstärken  $I = -0,5$  bis  $+0,5 \text{ mA}$  bestimmt (siehe Kap. 3.2). Der Widerstand  $R(T)$  ergibt sich aus den *in-situ* aufgenommenen Messdaten für die Spannung  $U$  und den Strom  $I$  entsprechend  $R = U/I$ . Aus dem temperaturabhängigen Verlauf des Widerstandes bei tiefen Temperaturen bis hinauf zu Zimmertemperatur wird der lineare Temperaturkoeffizient  $\alpha$  bestimmt. Dieser hängt dabei unter anderem von der Korngröße ab [103]. Für die polykristallinen Goldleiterbahnen wurde der Temperaturkoeffizient daher an verschiedenen präparierten Proben bestimmt.

#### 4.1.1 Bestimmung des linearen Temperaturkoeffizienten

Der Temperaturkoeffizient<sup>12</sup>  $\alpha$  wurde anhand von  $R(T)$ -Messungen im Temperaturbereich von  $4,2 \text{ K}$  bis ca.  $290 \text{ K}$  in einem Heliumbadkryostaten bestimmt (Der verwendete Versuchsaufbau ist in [153] beschrieben). Die Versuche werden dabei mit Stromstärken im Bereich von einigen  $\mu\text{A}$  durchgeführt, so dass es zu keiner Erwärmung der Leiterbahnen während der Aufnahme der temperaturabhängigen Widerstandskurve kommt.

Für  $\alpha$  gilt nach Umstellung von Gl. 8:

$$\alpha = \frac{1}{R_{ref}} \cdot \frac{\Delta R}{\Delta T} \quad (8)$$

Hierin bezeichnet  $R_{ref}$  die Referenztemperatur ( $273,15 \text{ K}$ ) auf welche der Temperaturkoeffizient bezogen ist. Die Steigung  $S = \Delta R/\Delta T$  wird hierbei durch eine lineare Anpassung an die vorhandenen Messdaten im Temperaturbereich von  $200 \text{ K}$  bis  $300 \text{ K}$  bestimmt. Die Ungenauigkeit bei der Bestimmung von  $\alpha$  liegen dabei unter einem Prozent.

Die Ergebnisse für die Bestimmung des Temperaturkoeffizienten  $\alpha$  sind in Tab. 4.1 zusammengefasst. Es wurden exemplarisch sechs Leiterbahnen mit unterschiedlichen Parametern untersucht. Die Leiterbahnlänge betrug einheitlich  $l = 10 \text{ }\mu\text{m}$  bei einer Schichtdicke von  $t = 41 \text{ nm}$ . Die Breite (zweite Spalte in Tab. 4.1) wurde für je zwei Leiterbahnen konstant gehalten. Die Proben eins und zwei wurden zur Erhöhung der Korngröße für 15 Minuten unter Argon-Atmosphäre bei  $300 \text{ }^\circ\text{C}$  angelassen, während die Proben drei bis sechs keiner thermischen Behandlung unterzogen wurden (dritte Spalte). In der vierten Spalte von Tabelle 4.1 ist angegeben, ob die Leiterbahnen vor Durchführung der Messung für drei Minuten mit dem Elektronenstrahl im REM bestrahlt wurden. Dies dient dazu, einen möglichen Einfluss von Verunreinigungen (siehe Kap. 4.2.2), welche vom Elektronenstrahl hervorgerufen werden, zu berücksichtigen. Die

---

<sup>12</sup>In der Literatur oft auch als Temperature Coeffizient of Resistance, kurz TCR bezeichnet

Probe	Breite (nm)	angelassen	REM	$\Phi_{Krist} \text{ nm}$	$\alpha$
1	806	ja	nein	189	$0,00305 \text{ K}^{-1}$
2	806	ja	ja	189	$0,00321 \text{ K}^{-1}$
3	980	nein	nein	19,4	$0,002 \text{ K}^{-1}$
4	980	nein	ja	19,4	$0,0021 \text{ K}^{-1}$
5	484	nein	nein	17,7	$0,00191 \text{ K}^{-1}$
6	484	nein	ja	17,7	$0,00189 \text{ K}^{-1}$

**Tab. 4.1:** Übersicht der linearen Temperaturkoeffizienten des Widerstandes, gemessen an sechs unterschiedlich präparierten Goldleiterbahnen.

Bestrahlung wurde dabei für je eine Probe mit gleicher Breite und Vorbehandlung durchgeführt. Die anhand von REM-Aufnahmen bestimmte Korngröße (siehe Kap. 3.3) ist in der fünften Spalte angegeben. Die letzte Spalte der Tabelle zeigt die Werte für  $\alpha$ , wie sie anhand der linearen Anpassungen des Widerstandes als Funktion der Temperatur in einem Temperaturbereich von ca. 220 K bis 280 K bestimmt wurden.

Das wesentliche Ergebnis der Untersuchungen ist, dass der lineare Temperaturkoeffizient von der Korngröße abhängt. Vergleicht man die Daten der Proben eins und zwei mit denen der nicht angelassenen Proben, fällt auf, dass  $\alpha$  bei den angelassenen Proben höher ist. So zeigen die angelassenen Proben mit Korngrößen von 190 nm einen um 50 % höheren Wert als die nicht angelassenen Proben mit Korngrößen von ca. 17 – 19 nm. Dies ist zu erwarten, da der Temperaturkoeffizient vom Restwiderstand abhängt und bei einem erhöhten Restwiderstand erniedrigt wird. So ist allgemein bekannt, dass Gitterdefekte (zu denen auch Korngrenzen gehören) und Verunreinigungen zu einer Verringerung von  $\alpha$  oder sogar zu einem negativen Temperaturkoeffizienten führen können [103]. Für eine genaue Berechnung der Temperaturerhöhung ist es daher wesentlich, die Korngröße der Probe zu beachten.

In diesem Zusammenhang hängt  $\alpha$  überraschenderweise nicht davon ab, ob die Proben im REM bestrahlt wurden oder nicht. So zeigen die Proben drei und vier sowie die Proben fünf und sechs mit jeweils gleicher Korngröße fast keine Änderung von  $\alpha$ . Auch hier würde man erwarten, dass sich der Temperaturkoeffizient für bestrahlte Proben verringert. Es gibt zwar minimale Unterschiede (die relative Abweichung beträgt 5 %), doch weichen die Werte des Temperaturkoeffizienten sowohl nach oben als auch nach unten für bestrahlte und nicht bestrahlte Proben ab. Für die Bestimmung der Temperaturerhöhung genügt es daher, den der Korngröße entsprechenden Wert von  $\alpha$  sowohl für *ex-situ* als auch für *in-situ* Messungen heranzuziehen.

Ein weiterer untersuchter Parameter war die Leiterbahnbreite; diese besitzt im Rahmen der hier durchgeführten Untersuchungen allerdings keinen Einfluss auf die Werte

des Temperaturkoeffizienten, wie man ebenfalls anhand der Proben 3 bis 6 erkennen kann. Der mit ca 10 % geringe Unterschied von  $\alpha$  ist wahrscheinlich auf die geringfügig unterschiedlichen Korngrößen zurückzuführen, welche ebenfalls eine Abweichung von ca. 10 % zeigt.

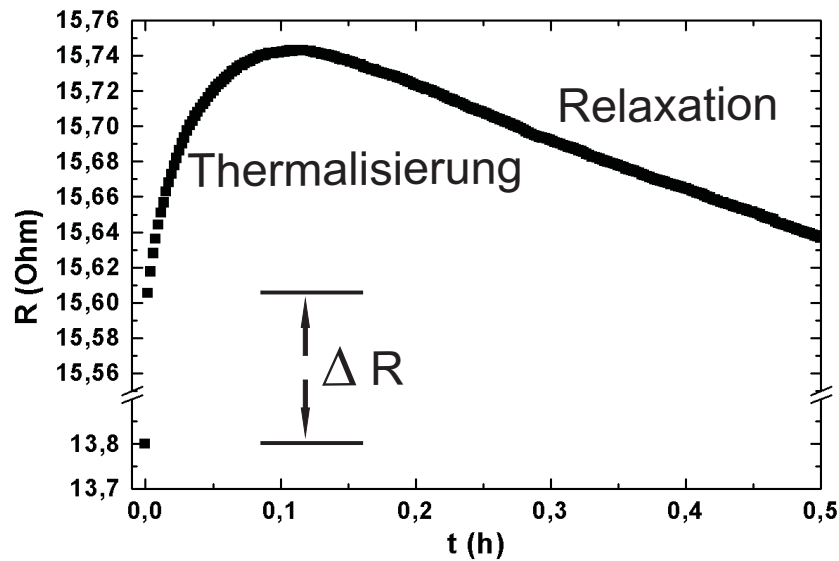
Zusammenfassend ergibt sich, dass die Werte für die polykristallinen Goldleiterbahnen um bis zu 50 % vom Literaturwert ( $\alpha = 0,0041 \text{ K}^{-1}$  [108]) abweichen. Die in dieser Arbeit bestimmten Werte liegen im Bereich von  $\alpha = 0,0019 \text{ K}^{-1}$  bis  $\alpha = 0,0032 \text{ K}^{-1}$ . Dabei gibt es einen wesentlichen Unterschied zwischen angelassenen und nicht angelassenen Leiterbahnen. Die Abweichung vom Literaturwert beruht im wesentlichen darauf, dass für die Bestimmung des Literaturwertes makroskopische Proben hoher Reinheit verwendet werden. Fehlstellen und Verunreinigungen, die aufgrund des Herstellungsverfahrens vermehrt in dünnen Schichten auftreten föhrend zu einer Veränderung der Elektron-Phonon Wechselwirkung und damit zu einem Wert von  $\alpha$  kleiner als  $0,0041 \text{ K}^{-1}$ .

#### 4.1.2 Bestimmung der Temperaturerhöhung innerhalb der Leiterbahnen

Mit Hilfe des linearen Temperaturkoeffizienten und der Widerstandsänderung zu Beginn eines Elektromigrationsexperimentes lässt sich gemäß Gl. 8 die Temperaturerhöhung innerhalb einer Leiterbahn berechnen. Hierbei müssen das Einschwingverhalten der Temperaturerhöhung sowie Effekte, die auf die Elektromigration zurückzuführen sind mit berücksichtigt werden.

Abb. 4.1 zeigt einen typischen zeitlichen Verlauf des Widerstandes einer polykristallinen Goldleiterbahn zu Beginn eines Elektromigrationsexperimentes. Der erste Messpunkt (man beachte die unterbrochene Ordinatenachse) wurde mit  $R(0) = 13,800 \text{ } \Omega$  für die unbelastete Leiterbahn bestimmt. Die weiteren Messpunkte entsprechen dem Widerstandsverhalten der Leiterbahn nach Anlegen einer konstanten 2-Punkt Spannung von  $1,5 \text{ V}$ . Insgesamt erkennt man zunächst eine deutliche Zunahme des Widerstands um  $1,806 \text{ } \Omega$  innerhalb einer Sekunde auf einen Wert von  $R = 15,606 \text{ } \Omega$ . Danach erfolgt eine weitere kontinuierliche Zunahme des Widerstandes um  $\Delta R = 0,137 \text{ } \Omega$ , bis schließlich ein Maximum nach ca. 400 Sekunden bei  $R = 15,743 \text{ } \Omega$  erreicht wird. Anschließend nimmt der gemessene Widerstand der Leiterbahn für den dargestellten Zeitraum nahezu linear ab.

Es lassen sich beim Einschalten der Spannung drei Bereiche voneinander trennen: Im Rahmen der zeitlichen Auflösung von einer Sekunde steigt der Widerstand zu Beginn der Messung instantan an. Hierauf folgt eine Phase, in welcher sich der Widerstandsanstieg verlangsamt, bis schließlich ein Maximum erreicht wird. Dieser Widerstandsanstieg



**Abb. 4.1:** Auftragung des Widerstandes als Funktion der Zeit zu Beginn eines typischen Elektromigrationsexperimentes.

ist auf die Thermalisierung der Leiterbahn mit dem Substrat zurückzuführen, bei welchem die Leiterbahn als Wärmequelle und das Substrat als Wärmesenke dient. Schließlich stellt sich ein Gleichgewicht zwischen der in der Leiterbahn erzeugten Joul'schen Wärme und der Wärmeabfuhr in das Substrat ein, so dass die Leiterbahn eine konstante Temperatur erreicht. Die Thermalisierung erfolgte für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Leiterbahnen nach 3 – 6 Minuten. In der dritten Phase kommt es typischerweise zu einer Widerstandsabnahme, wie in Abb. 4.1 nach  $t \simeq 0,1$  h zu erkennen ist. Diese Abnahme ist vermutlich auf Relaxationsvorgänge innerhalb der Leiterbahn zurückzuführen, welche in Kap. 5.1 vertiefend behandelt werden.

Für die Berechnung der Temperaturerhöhung wird im Folgenden der Widerstand direkt nach dem Einschalten  $\Delta R$  verwendet. Am Beispiel der Leiterbahn aus Abb. 4.1 berechnet sich mit Hilfe von Gl. 8 eine Temperaturerhöhung von  $\Delta T = 70,4$  °C. Diese Temperatur entspricht nicht exakt der Temperatur der thermalisierten Leiterbahn, wie man auch in Abb. 4.1 erkennen kann. Neben einem weiteren leichten Temperaturanstieg nach dem ersten Messpunkt kommt es bereits zu morphologischen Änderungen in Form von Ausheilvorgängen sowie für einige Leiterbahnen bereits zu Schädigungen aufgrund Elektromigrationseffekten. Diese Einflussgrößen bewirken in einem komplexen Zusammenspiel die weitere Entwicklung des Widerstandes einer Leiterbahn. Aufgrund der Komplexität dieser Größen wird daher für die folgenden Untersuchungen in dieser Arbeit der anhand des Messwertes  $\Delta R$  berechnete Temperaturanstieg für einen Vergleich der Temperaturerhöhung von verschiedenen Leiterbahnen herangezogen. Die Abweichung zwischen der tatsächlichen Erwärmung einer Leiterbahn und dem so berechneten Wert von  $\Delta T$  liegt bei maximal zwei Prozent.

Mit dem in dieser Arbeit verwendeten Verfahren zur Temperaturbestimmung sind - auch im Hinblick der Unsicherheiten bei der Bestimmung des linearen Temperaturkoeffizienten aufgrund der unterschiedlichen Korngröße - keine exakteren Angaben für die Erhöhung der Temperatur innerhalb der Leiterbahnen möglich. Für den hier durchgeführten Vergleich der Leiterbahnen untereinander sind die berechneten Werte aber ausreichend. Zu beachten ist im Folgenden, dass es sich bei  $\Delta T$  nicht um die *tatsächliche* Erwärmung der Leiterbahn, sondern vielmehr um eine verlässliche Rechengröße für die Erwärmung der Leiterbahn handelt.

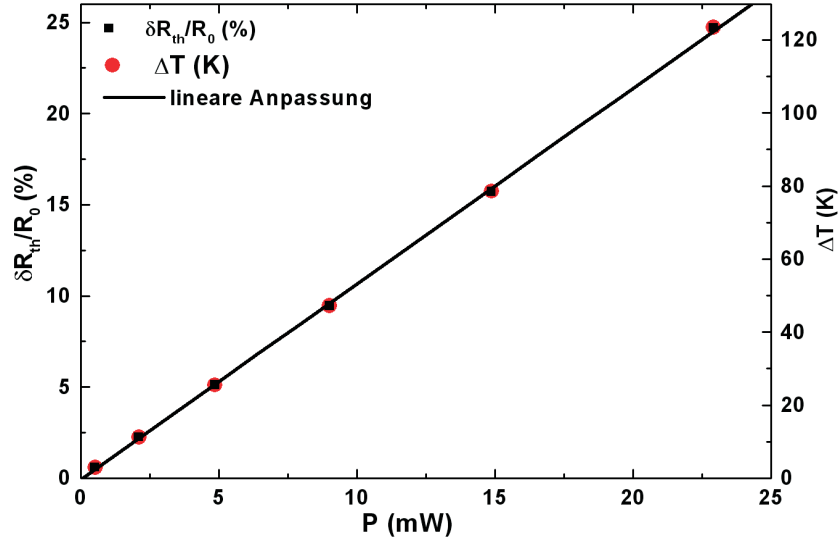
Wünschenswert für die Bestimmung der Temperaturerhöhung innerhalb der Leiterbahnen ist eine direkte Messmethode. In der Literatur sind Verfahren beschrieben, bei denen eine so genannte Monitorlinie in der unmittelbaren Umgebung der Leiterbahn präpariert wurde. Hierbei handelt es sich um eine weitere Leiterbahn mit bekanntem Widerstand und Temperaturkoeffizienten. Über die Änderung des Widerstandes der Monitorlinie wird dann die Temperaturerhöhung der Leiterbahn indirekt ermittelt. Jedoch lässt sich mit dieser Methode, ähnlich wie mit dem zuvor beschriebenen Verfahren, die tatsächliche Temperatur der Leiterbahn nur abschätzen. Weiterhin hängt die ermittelte Temperaturerhöhung wesentlich von einem guten thermischen Kontakt zwischen der Leiterbahn bzw. der Monitorlinie und dem Substrat ab. Da aber der präparative Aufwand wesentlich höher ist, wurde dieses Verfahren nicht angewandt.

Eine direkte Messmethode zur Bestimmung der Temperatur (-änderung) auf der Nanometerskala mit einer lateralen Auflösung von 50 nm, bietet ein so genanntes Thermo-AFM [168]. Dieses Gerät funktioniert prinzipiell wie ein übliches Rasterkraftmikroskop. Der Unterschied ist die verwendete Spitze: Beim Thermo-AFM wird ein stromdurchflossener, gebogener Platindraht verwendet, der im Kontaktmodus über die Probe geführt wird. Eine Temperaturänderung bewirkt eine Widerstandsänderung der Spitze, die sich entsprechend (siehe Gl. 8) in einen Temperaturwert umrechnen lässt.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden erste Messungen an mit amorphen Kohlenstoff abgedeckten Goldleiterbahnen durchgeführt. Die Thermo-AFM Aufnahmen zeigen eine qualitative Übereinstimmung mit der zu erwartenden Temperaturverteilung innerhalb der Leiterbahnen. Mit einem optimierten Versuchsaufbau bietet das Thermo-AFM die Möglichkeit, zukünftig genauere Informationen über die Temperatur bzw. die Temperaturverteilung während Elektromigrationsmessungen zu erhalten.

#### 4.1.3 Temperaturerhöhung in Abhängigkeit der Stromstärke

Die Bestimmung der Temperaturerhöhung aus der Messung der Widerstandsänderung ergibt sich erst nach der Durchführung eines Elektromigrationsexperimentes.



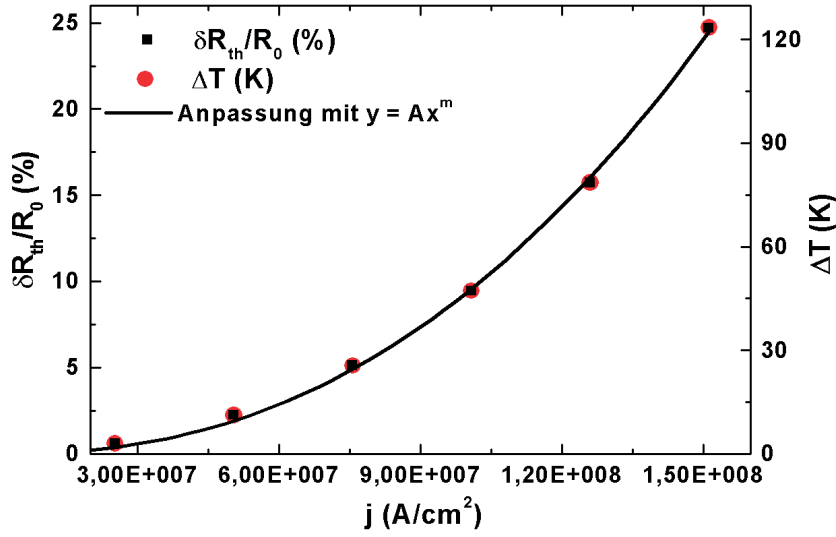
**Abb. 4.2:** Prozentuale Widerstandsänderung (linke Skala) und Temperaturerhöhung (rechte Skala) einer Goldleiterbahn in Abhängigkeit der Leistung. Beide Größen hängen linear von der in der Leiterbahn dissipierten Leistung ab.

Wünschenswert ist eine Bestimmung der Temperaturerhöhung für eine gegebene Stromstärke, *bevor* das Elektromigrationsexperiment durchgeführt wird.

Abb. 4.2 zeigt ein Beispiel für die Abhängigkeit der Temperaturerhöhung einer polykristallinen Leiterbahn von der dissipierten Leistung. An diese Leiterbahn wurde für eine Zeit von jeweils 10 Minuten eine Stromstärke von 5 mA bis 30 mA in 5 mA-Schritten angelegt, wobei die Leiterbahn vor dem Anlegen der nächsthöheren Stromstärke abgekühlt ist. Aus den zugehörigen Daten für die anliegende Spannung wurde die Leistung  $P$  berechnet. Aufgetragen ist auf der linken Skala die relative Widerstandserhöhung. Auf der rechten Skala ist die mit Hilfe von Gl. 8 berechnete Temperaturerhöhung dieser Leiterbahn dargestellt. Die Temperaturerhöhung der Leiterbahn erfolgt aufgrund der in der Leiterbahn dissipierten Energie, welche direkt proportional zur Leistung  $P$  ist. Wie man in Abb. 4.2 erkennen kann, hängt die Temperaturerhöhung  $\Delta T$  linear von der Leistung ab.

Die abgegebene Leistung der Leiterbahnen hängt damit direkt von der anliegenden Spannung  $U$  und der Stromstärke  $I$  ab. Während der Elektromigrationsmessungen wird jeweils eine dieser Größen konstant gehalten; die andere stellt sich entsprechend dem Widerstand  $R$  der Leiterbahn ein. Der Widerstand der Leiterbahn unter Belastung setzt sich aus dem Widerstand der unbelasteten Leiterbahn  $R(0)$  sowie dem aufgrund der Temperaturänderung erhöhten Widerstand  $\delta R_{th}$  zusammen. Neben der Joul'schen Erwärmung, welche proportional zum Quadrat der Stromstärke ist, existiert ein weiterer Beitrag durch die Zunahme des Widerstandes bei erhöhten Temperaturen hinzu [24]. Unter Berücksichtigung der Dimensionen der Leiterbahn (Umrechnung der Stromstärke





**Abb. 4.3:** Bestimmung der relativen Widerstandserhöhung (schwarze Quadrate) sowie der Temperaturerhöhung (rote Punkte) in Abhängigkeit der Stromdichte. Die schwarze Linie wurde anhand Gl. 10 an die Werte angepasst (entnommen aus [169]).

$I$  in die Stromdichte  $j$ ) wird für die Widerstandsänderung folgenden Ansatz gemacht:

$$\delta R_{th} = A \cdot R(0) \cdot j^m \quad (9)$$

Für die relative Widerstandsänderung einer Leiterbahn gilt daher:

$$\frac{\delta R_{th}}{R(0)} = A \cdot j^m \quad (10)$$

$A$  ist eine materialabhängige Konstante, welche sowohl von der Geometrie und Morphologie als auch von der thermischen Ankopplung an das Substrat abhängt. Die Größe  $m$  wird als Stromdichteexponenten bezeichnet und nimmt Werte von  $m \geq 2$  an. Der Fall  $m = 2$  entspricht einer Joule'schen Erwärmung der Leiterbahn *ohne* einen zusätzlichen Beitrag des erhöhten Widerstandes.

In Abb. 4.3 ist die relative Widerstandsänderung (schwarze Quadrate) gegenüber der eingepprägten Stromdichte beispielhaft aufgetragen. Die roten Punkte zeigen die entsprechende Temperaturerhöhung, wie sie anhand Gl. 8 mit einem Wert von  $\alpha = 0.002 \text{ K}^{-1}$  berechnet wurde. Für die Bestimmung von  $R(T)$  bzw. für  $\delta R_{th}$  wurde die angegebene Stromdichte für jeweils 15 Minuten an die Leiterbahn angelegt, gefolgt von 10 Minuten ohne angelegten Strom zur Abkühlung der Leiterbahn. Die Leiterbahn zeigte nach Abkühlung auf Zimmertemperatur nur vernachlässigbare Änderungen für den Widerstand  $R(0)$ , so dass man davon ausgehen kann, dass es zu keinen morphologischen Änderungen gekommen ist. Anhand der Datenpunkte wurde gemäß Gl. 10 eine Anpassung vorgenommen und ein Stromdichteexponent von  $m = 2,32$  ermittelt.



Probe	Breite (nm)	Schichtdicke (nm)	REM	$\Phi_{Krist}$ (nm)	$m$
1	510	38	nein	17	2,30
2	480	41	ja	25	2,32
3	970	36	ja	27	2,33
4	415	41	ja	96	2,42
5	425	41	nein	99	2,58
6	495	41	nein	115	2,49
7	475	41	nein	119	2,57

**Tab. 4.2:** Übersicht der anhand von Gl. 10 bestimmten Stromdichteexponenten für verschiedene Leiterbahnparameter.

Der Wert von  $A$  wurde in dieser Arbeit nicht bestimmt; daher sind die für den Stromdichteexponenten  $m$  bestimmten Werte nur für polykristalline Goldleiterbahnen anwendbar. Der Stromdichteexponent wurde im Rahmen dieser Arbeit für Leiterbahnen mit unterschiedlicher Korngröße und Vorbehandlung (Bestrahlung im REM, analog zur Bestimmung des linearen Temperaturkoeffizienten) bestimmt.

Als wesentliches Ergebnis bleibt festzuhalten, dass sich mit Gl. 10 die zu *erwartende* Temperaturerhöhung für eine gegebene Stromstärke berechnen lässt (siehe auch Kap. 5.1). Im weiteren Verlauf dieser Arbeit wird jeweils der auf die Korngröße und die Vorgeschichte der Leiterbahn nächstliegende Wert für  $m$  herangezogen.

Tabelle 4.2 listet verschiedene Werte für den Stromdichteexponenten  $m$  für verschiedene Leiterbahnparameter auf. Die Proben sind dabei nach dem Korndurchmesser (Spalte fünf) geordnet. Neben der Breite (Spalte zwei) und der Schichtdicke (Spalte drei) der untersuchten Leiterbahnen ist in der Tabelle weiterhin angegeben, ob die Proben vor dem Versuch im REM bestrahlt wurden (Spalte vier).

Zunächst fällt auf, dass  $m$  für die hier untersuchten Proben nicht von der Leiterbahnbreite und der Schichtdicke abhängig ist (vergleiche hierzu Proben zwei und drei). Hingegen gibt es eine stärkere Abhängigkeit von der Korngröße, wie man direkt bei einem Vergleich der Spalten fünf und sechs erkennen kann. Mit zunehmendem Korndurchmesser steigt der Wert des Stromdichteexponenten  $m$  an. Dies bedeutet, dass für Proben mit größeren Körnern die relative Widerstandsänderung stärker ausfällt als für Proben mit kleineren Körnern. Dies entspricht dem Verhalten des linearen Temperaturkoeffizienten  $\alpha$ , welcher bei größeren Körnern einen höheren Wert besitzt als bei Leiterbahnen mit geringen Korngrößen.

Im Gegensatz zum Temperaturkoeffizienten scheint der Stromdichteexponent davon abhängig zu sein, ob die Leiterbahn vor der Messung im REM bestrahlt wurde. So

zeigt Probe vier bei gleicher Korngröße einen um ca. 7 % kleineren Stromdichteexponenten (bezogen auf den niedrigeren Wert) als Probe fünf. Dies deutet darauf hin, dass sich unbestrahlte Leiterbahnen bei gleicher Stromdichte stärker erwärmen als bestrahlte Leiterbahnen. Gleichzeitig wurde beobachtet, dass der Anfangswiderstand  $R(0)$  unbestrahlter Leiterbahnen höher ist als der Anfangswiderstand bestrahlter Leiterbahnen. Dieser Effekt hat im Vergleich zum Einfluss der Korngröße aber nur eine geringere Auswirkung auf den Stromdichteexponenten.

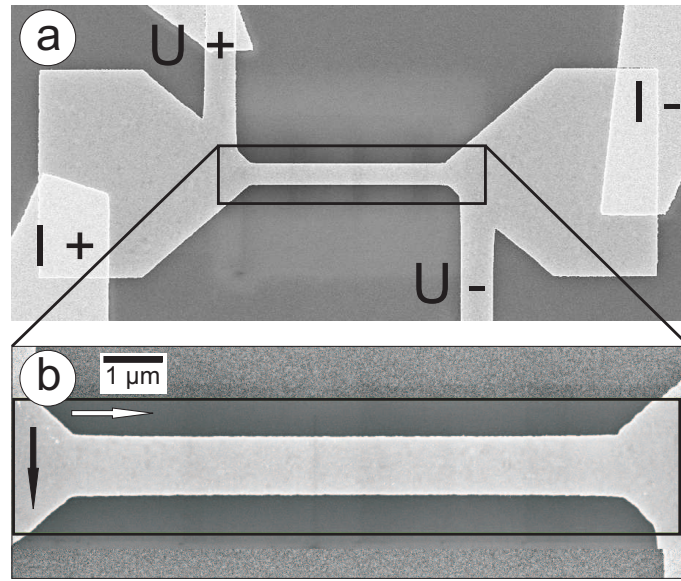
## 4.2 Einfluss des Elektronenstrahls auf die Elektromigrationsmessungen im REM

In der Literatur ist der Einfluss der *in-situ* REM-Untersuchungen auf das Elektromigrationsverhalten der Leiterbahnen nur unzureichend charakterisiert. In dieser Arbeit wird daher untersucht, ob und welchen Einfluss diese Untersuchungsmethode auf die Messergebnisse besitzt. Dabei werden zwei verschiedene Einflussgrößen voneinander unterschieden: zum einen ein Einfluss durch die Wechselwirkung des Elektronenstrahls mit der Leiterbahn und zum anderen der Einfluss von (Kohlenstoff-) Verunreinigungen, wie sie bei elektronenmikroskopischen Verfahren unvermeidlich auftreten [170].

### 4.2.1 Einfluss des Elektronenstrahls

Zunächst soll ein direkter Einfluss des Elektronenstrahls auf die *in-situ* gewonnenen Widerstandsdaten untersucht werden. Die in dieser Arbeit verwendeten REM-Aufnahmen wurden generell, falls nicht anders angegeben, mit einer Beschleunigungsspannung von 10 kV bei einer Stromstärke des Elektronenstrahls von ca.  $I_{Strahl} \simeq 1 \cdot 10^{-10} A$  aufgenommen. Jedes auftreffende Elektron besitzt somit eine Energie von ca. 10 keV. Ein Teil dieser Elektronen verbleibt in der Probe, während ein weiterer Teil elastisch zurückgestreut wird. Weiterhin kommt es zu inelastischen Stößen, durch welche Sekundärelektronen mit einer Energie im Bereich von wenigen 10 eV aus der Probe austreten (siehe z. B. [156,157]). Der resultierende Energieeintrag in die Probe kann die *in-situ* Messungen beeinflussen. Ob dies der Fall ist, und mit welcher Stärke eine Beeinflussung der Messwerte stattfindet, wurde exemplarisch bei einigen Elektromigrationsmessungen untersucht.

Abb. 4.4 zeigt eine REM-Aufnahme des typischen Layouts der Leiterbahnen für ein *in-situ* Elektromigrationsexperiment. Um eine Videosequenz aufzuzeichnen, wird zunächst ein Messrahmen gesetzt, welcher durch das schwarze Rechteck in Abb. 4.4 b) angedeutet ist. Der Elektronenstrahl beginnt oben links und rastert mit einer vorgegebenen Geschwindigkeit eine Zeile nach rechts ab (weißer Pfeil). Anschließend wird der

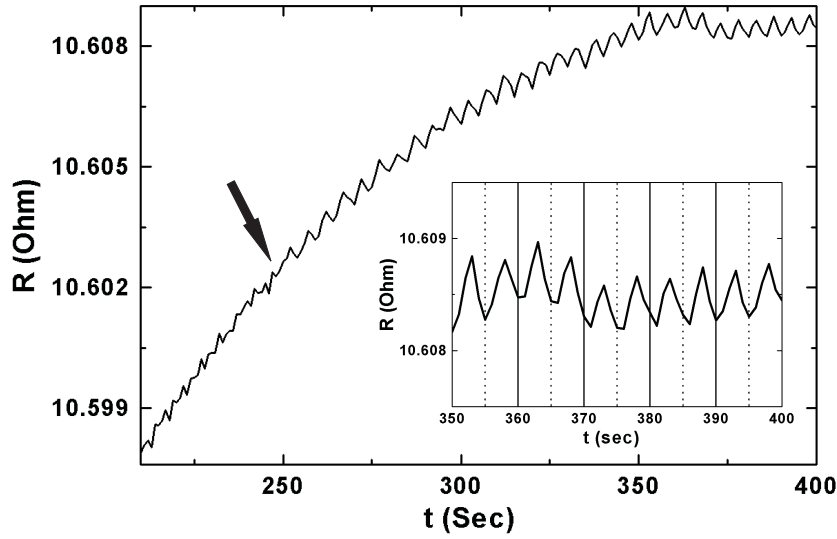


**Abb. 4.4:** Typische Messkonfiguration für die *in-situ* Widerstandsmessungen an den Goldleiterbahnen (siehe auch Abb. 3.3). Teilbild a) zeigt die Leiterbahn inklusive der Stromzuführungen und Spannungsabgriffe. Teilbild b) zeigt die Leiterbahn mit einem Messrahmen, wie er üblicherweise für die Videoaufzeichnung verwendet wird (entnommen aus [171]).

Strahl nach links zurückgelenkt und beginnt mit der nächsten Zeile. Dieses Vorgehen ist schematisch durch den schwarzen Pfeil angedeutet. In dieser Art erhält man innerhalb von zum Beispiel fünf Sekunden eine komplette Aufnahme innerhalb des Messrahmens. Wie aus Abb. 4.4 b) ersichtlich, befindet sich der Elektronenstrahl in diesem Beispiel ca. die Hälfte der Zeit auf dem Substrat und die andere Hälfte auf der Leiterbahn.

Abb. 4.5 zeigt das Widerstandsverhalten einer Leiterbahn, die (wie in Abb. 4.4 gezeigt) *in-situ* mit dem REM abgerastert wurde. Man erkennt eine Widerstandsoszillation zu Beginn des Experiments im Zeitraum von 220 s bis 400 s. Der Widerstand steigt - wie bereits in Kap. 4.1.2 erläutert wurde - im Verlauf dieser Zeitspanne an. Ab ca. 350 s ist die Leiterbahn mit dem Substrat thermalisiert und der Widerstand erreicht einen konstanten Wert. Weiterhin erkennt man Widerstandsoszillationen mit einer kleinen Amplitude bis 250 s und einer größeren Amplitude ab 250 s. Die Ausschnittsvergrößerung in Abb. 4.5 zeigt die Oszillationen nach der Thermalisierung mit dem Substrat. Sie besitzen eine Periode von fünf Sekunden und eine mittlere Amplitude  $\overline{\delta R} = 4,6 \cdot 10^{-4} \Omega$  mit einer Standardabweichung von  $5 \cdot 10^{-5} \Omega$ .

Das Zeitintervall der Oszillationen entspricht der Aufnahmezeit innerhalb eines Messrahmens; d. h. die periodische Widerstandsänderung ist mit dem Elektronenstrahl direkt korreliert. Der Pfeil in Abb. 4.5 kennzeichnet eine Änderung in der Periodizität. Die Aufnahmezeit pro Fenster wurde hier von 2,5 auf 5 Sekunden erhöht. Im Detail steigt der Widerstand der Leiterbahn an, sobald diese vom Elektronenstrahl getroffen wird. Der



**Abb. 4.5:** Detail eines  $R(t)$ -Verlaufs für eine Goldleiterbahn auf einem Silizium-Substrat mit 50 nm Oxidschichtdicke. Man erkennt neben dem Anstieg des Widerstandes, der auf die Thermalisierung mit dem Substrat zurückzuführen ist, periodische Widerstandsänderungen, welche auf den Einfluss des Elektronenstrahls zurückgehen (entnommen aus [171]).

Widerstand sinkt ab, sobald der Strahl die Leiterbahn verlässt und das Siliziumsubstrat trifft. Dementsprechend befindet sich das lokale Maximum einer Widerstandsoszillation ca. in der Mitte eines fünf - Sekunden Intervalls, d. h. in der Zeitspanne während die Leiterbahn vom Elektronenstrahl getroffen wird.

Mit Hilfe einer einfachen Annahme lassen sich die Widerstandsänderungen im Bereich von  $\Delta R/R = 10^{-5}$  erklären [171]. Da die Elektronen des Elektronenstrahls über inelastische Stöße Energie in der Leiterbahn (und im darunter liegenden Substrat) deponieren, kommt es zu einer Temperaturerhöhung und infolge dessen auch zu einer Widerstandsänderung der Leiterbahn, sobald diese vom Elektronenstrahl getroffen wird. Berechnet man über die Widerstandsänderung die Temperaturänderung, ergibt sich nach Gl. 8 ein Wert von  $\delta T = 25 \text{ mK}$ .

Die in Abb. 4.5 dargestellte Widerstandsmesskurve wurde bei einer konstant anliegenden (4 Pkt-) Spannung von 330 mV aufgenommen. Die Stromstärke betrug  $I \simeq 31 \text{ mA}$ , womit eine Leistung von  $P \simeq 1 \cdot 10^{-2} \text{ W}$  in der Leiterbahn dissipiert wurde. Diese Leistung führte zu einem Temperaturanstieg von  $\Delta T = 70 \text{ K}$ . Entsprechend dem in Abb. 4.2 dargestellten linearen Zusammenhang zwischen Temperaturänderung und Leistung, lässt sich die benötigte Leistung für eine Temperaturänderung von  $\delta T = 25 \text{ mK}$  berechnen: man erhält einen Wert von  $P \simeq 3,6 \cdot 10^{-6} \text{ W}$ .

Ob diese Leistung sinnvoll ist, lässt sich anhand eines Vergleiches mit der Leistung des Elektronenstrahls bestimmen. Bei einer Beschleunigungsspannung von  $U = 10 \text{ kV}$  und einer Strahlstromstärke von ca.  $1 \cdot 10^{-10} \text{ A}$  ergibt sich eine Leistung von  $P = 1 \cdot 10^{-6} \text{ W}$ .

Die Widerstandssoszillationen treten nun bei einem Wert von  $P \simeq 3,6 \cdot 10^{-6} \text{ W}$  auf. Zur Erklärung der Diskrepanz muss jedoch berücksichtigt werden, dass die Leiterbahn als Detektor für die insgesamt absorbierte Wärme innerhalb des Substrats dient und dieser Wert *nicht* der lokal dissipierten Leistung entspricht. Die Wärme wird vielmehr von der Leiterbahn gespeichert und führt zu einer Temperaturerhöhung, die größer ist, als es die dissipierte Leistung erwarten lässt. Weitere Messungen haben eindeutig gezeigt, dass bei einem langsameren Abrasterungsvorgang der Leiterbahn die Amplitude der Widerstandssoszillationen zunimmt. Dementsprechend erhöht sich die Amplitude der Temperaturschwankungen. Wird hingegen nur die Leiterbahn vom Elektronenstrahl getroffen, sind keine Widerstandssoszillationen zu beobachten, da es zu einer Thermalisierung mit dem als Wärmesenke dienenden Substrat kommt.

Periodische Widerstandsänderungen während *in-situ* - Elektromigrationsexperimenten sind bereits in der Literatur von Shingubara et al. beschrieben worden [30]. Die Größe  $\Delta R/R$  lag im Bereich von  $10^{-5}$  und damit in der gleichen Größenordnung wie in Abb. 4.5 dargestellt. Als Erklärung für diese Beobachtung wurde in [30] ein schneller Wechsel in der Bildung und Annihilation von Poren angegeben. Bei der Annihilation einer Pore entstehen einzelne Fehlstellen, welche einen höheren Gesamtwiderstand als die ursprüngliche Pore besitzen. Bei der Neubildung einer Pore würde der Widerstand dann erneut sinken. Da in [30] keine genaueren Angaben über den Ablauf des Experiments - insbesondere in Bezug zu der Aufnahme-prozedur - gemacht wurden, besteht die Möglichkeit, dass es sich in der Tat um einen Elektromigrationseffekt handelt.

Aufbauend auf [30] wurden von Cho et al. [172] periodische Widerstandsänderungen theoretisch untersucht. In dieser Arbeit wurde darauf hingewiesen, dass der von Shingubara beschriebene Prozess nur zu einem Rauschen im Widerstand, nicht aber zu einer Widerstandssoszillation führen müsste. Nach den Berechnungen von Cho können Widerstandssoszillationen auf periodische Formänderungen der bereits vorhandenen Poren zurückgeführt werden. Demnach treten periodische Widerstandsänderungen als Folge periodischer Oberflächenwellen bei größeren Poren innerhalb einer Leiterbahn auf. Die berechneten Oszillationen haben - für den in diesem Fall betrachteten Parametersatz - eine Amplitude von ca.  $\Delta R/R \simeq 10 \%$ . Dieser Wert liegt um drei Größenordnungen über dem experimentellen Resultat, wie bereits von den Autoren kritisch angemerkt wurde, und ist damit keine Erklärung der beobachteten Oszillationen.

Im Rahmen dieser Arbeit konnte damit zweifelsfrei nachgewiesen werden, dass die Widerstandssoszillationen auf den Elektronenstrahl zurückzuführen sind. Neben der zeitlichen Korrelation zwischen der Position des Elektronenstrahls und den Widerstandswerten, wurde während eines Experiments der Elektronenstrahl abgeschaltet. Gleichzeitig mit dem Abschalten waren keine Widerstandssoszillationen mehr beobachtbar. Weiterhin

sind auch bei den durchgeführten *ex-situ* Experimenten keine Oszillationen beobachtet worden.

#### 4.2.2 Einfluss von Verunreinigungen

Es ist lange bekannt (siehe z. B. [170] und Zitate darin), dass es bei elektronenoptischen Verfahren wie REM und TEM zu Verunreinigungen der Proben mit Kohlenstoff kommen kann. Der Kohlenstoff stammt entweder aus dem Restgas oder von Verunreinigungen, welche sich auf der Probe befinden. Dabei werden kohlenstoffhaltige Moleküle vom Elektronenstrahl aufgespalten und in Form von amorphem Kohlenstoff auf der Probenoberfläche im Auftreffbereich des Elektronenstrahls abgelagert. Dieser unerwünschte Nebeneffekt wird unter anderem für die Präparation von Rastertunnelmikroskopspitzen genutzt.

Für die Elektromigrationsmessungen stellen diese Ablagerungen ein Problem dar, denn aufgrund des wachsenden Kohlenstofffilms innerhalb des Messrahmens verschlechtert sich die Bildqualität während der Langzeitbeobachtung kontinuierlich. Eine Abschätzung anhand einer um  $45^\circ$  geneigten Probe, welche mehrere Stunden im REM vom Elektronenstrahl getroffen wurde, ergab eine Schichtdicke von ca. 20 nm Kohlenstoff. Daher ist es wünschenswert, die Aufnahmezeit bzw. die Messzeit für die *in-situ* Experimente möglichst gering zu halten. Dass es sich in der Tat um Kohlenstoffablagerungen handelt, konnte anhand von EDX-Untersuchungen nachgewiesen werden.

Neben der verschlechterten Bildqualität kommt es weiterhin zu einer Änderung des Elektromigrations- bzw. des Anlassverhaltens der Proben. So wird durch den Kohlenstoff ein eventuell auftretendes Kornwachstum stark behindert. Dieser Effekt wird im Zusammenhang mit den morphologischen Änderungen in den Gold-Leiterbahnen ausführlicher in Kap. 5.2.2 behandelt.

### 4.3 Unterschied zwischen eingepprägtem Strom und eingepprägter Spannung

Bei Elektromigrationsmessungen wird eine (nanoskopische) Leiterbahn mit einer hohen Stromdichte belastet. Für die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Leiterbahnen werden typischerweise Stromdichten im Bereich von  $j \geq 1 \cdot 10^8 \text{ A/cm}^2$  verwendet. Dabei gibt es zwei prinzipiell unterschiedliche Methoden zur Durchführung von Elektromigrationsmessungen: Entweder wird mit einem eingepprägten Strom gearbeitet, bei welchem das Messgerät die anliegende Spannung bis zu einem vorgegebenen Grenzwert entsprechend dem Widerstand der Leiterbahn anpasst, oder es wird eine Spannung vorgegeben, bei



welcher sich die Stromstärke entsprechend dem Widerstand der Leiterbahn einstellt. Beide Möglichkeiten bieten sowohl Vor- als auch Nachteile, wie im folgenden kurz erläutert werden soll.

Bei Messungen mit eingepprägtem Strom besteht der Hauptvorteil darin, eine Stromdichte (unter Kenntnis der geometrischen Abmessungen der Leiterbahn) fest vorgeben zu können. Hierdurch sind Messungen an verschiedenen Leiterbahnen leichter miteinander zu vergleichen. Allerdings gibt es einen gravierenden Nachteil bei dieser Methode: Da die Stromstärke festgelegt ist, kommt es durch die Bildung der Poren zu Engstellen, in denen die Stromdichte stark ansteigt. Dies führt - in der Endphase der Experimente - zu einem (großflächigen) Aufschmelzen der Leiterbahnen. Dabei wird die Morphologie der Durchbruchposition komplett verändert, so dass keine weiteren hochauflösenden REM-Aufnahmen mehr möglich sind. Im Rahmen dieser Arbeit wurden daher (bis auf wenige Ausnahmen, zum Beispiel zur Bestimmung des Stromdichteexponenten  $m$  bzw. bei einigen Experimenten zur reversiblen Elektromigration) nur spannungseingepprägte Messungen durchgeführt.

Der Hauptvorteil bei spannungseingepprägten Messungen besteht darin, dass die Stromdichte an der Durchbruchstelle über den sich ändernden Widerstand der Leiterbahn begrenzt ist. Eine Erhöhung des Widerstandes aufgrund der morphologischen Änderungen innerhalb der Leiterbahn führt, bei konstanter Spannung, zu einer Erniedrigung der Stromstärke. Die Stromdichte an der Durchbruchstelle ändert sich zwar, diese Änderung ist aber begrenzt (siehe Kap. 5.1.5) und führte in der Endphase der Elektromigrationsexperimente nur in einigen Fällen zu einem lokalen Aufschmelzen der Leiterbahn. Bei Experimenten mit eingepprägter Spannung besteht der Nachteil darin, dass die sich einstellende Stromstärke bzw. Stromdichte innerhalb der Leiterbahn nicht exakt im Vorfeld berechnet werden kann. Die Unterschiede kommen aufgrund von geringfügigen Änderungen der spezifischen Leitfähigkeit  $\rho$  und/oder des linearen Temperaturkoeffizienten  $\alpha$  zustande. Zwar kann man anhand der geometrischen Abmessungen sowie dem Widerstand  $R(0)$  der Leiterbahn die sich ergebende Stromstärke abschätzen; dieser Wert ist jedoch nicht exakt, da die individuelle Temperatur- und damit Widerstandsänderung aufgrund Joule'scher Wärme von den eben erwähnten Faktoren abhängt (siehe auch Kap. 4.1).

## 5. Ergebnisse und Diskussion: Goldleiterbahnen

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Elektromigrationsuntersuchungen an polykristallinen Goldleiterbahnen behandelt. Zunächst wird in Kap. 5.1 das Elektromigrationsverhalten von Leiterbahnen unter Gleichstrombedingungen eingehend besprochen. Hierin eingeschlossen ist eine Detailbetrachtung des Verhaltens an der Durchbruchposition sowie Messungen bei tiefen Temperaturen und an Leiterbahnen mit vorgegebenen Engstellen. Die Beobachtung des Kornwachstums sowie der Einfluss von (Kohlenstoff-) Verunreinigungen während der Elektromigrationsmessungen wird in Kap. 5.2 diskutiert. Das Elektromigrationsverhalten der Leiterbahnen bei wechselnder Polarität wird in Kap. 5.3 behandelt. Vor der abschließenden Diskussion wird in Kap. 5.4 schließlich die Einführung einer alternativen Blech-Länge diskutiert.

### 5.1 Elektromigration in polykristallinen Goldleiterbahnen

Der wesentliche Untersuchungsgegenstand der vorliegenden Arbeit ist die hochauflösende *in-situ* Beobachtung von Elektromigrationseffekten an polykristallinen Goldleiterbahnen. Ein Hauptaspekt ist dabei die Verknüpfung der morphologischen Änderungen mit den Widerstandsdaten. Weiterhin sollten verschiedene Einflussgrößen wie die Porenfläche, die Umgebungstemperatur sowie vorgegebene Engstellen der Leiterbahnen untersucht werden. Dies wird im folgenden behandelt.

#### 5.1.1 Morphologische Änderungen

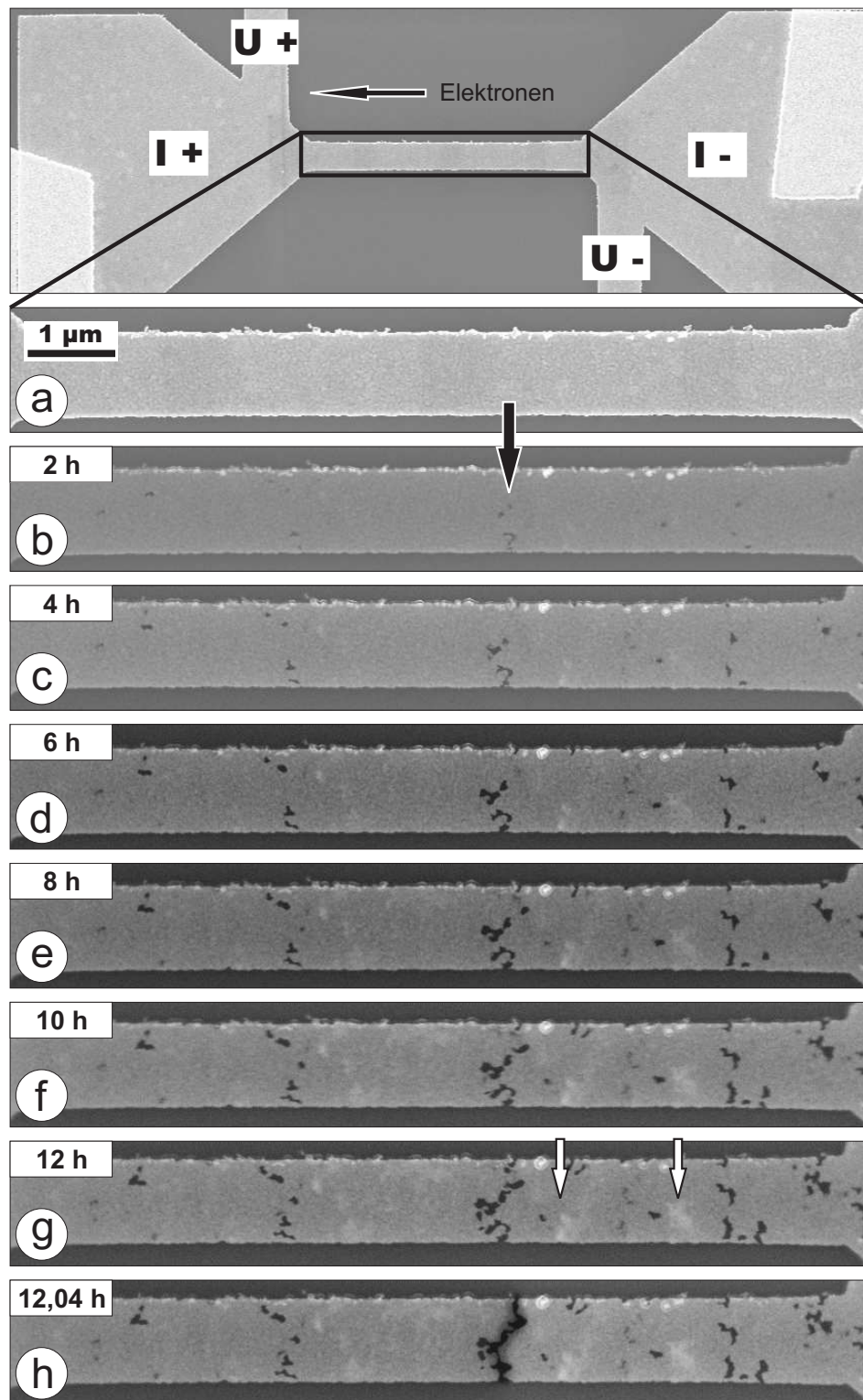
Abb. 5.1 zeigt die zeitliche Entwicklung der Morphologie einer Goldleiterbahn mit einer Korngröße von  $27\text{ nm}$ . Die Leiterbahn wurde mit einer 2-Punkt Spannung von  $1,5\text{ V}$  belastet; die Stromstärke zu Beginn des Experiments betrug ca.  $40\text{ mA}$ . In Verbindung mit der Schichtdicke von  $t = 36\text{ nm}$  ergibt sich so eine Stromdichte von  $j \simeq 1,2 \cdot 10^8\text{ A/cm}^2$ .

Im Verlauf von 12 Stunden erkennt man eine Zunahme der Elektromigrationsschädigung (dunkler Kontrast) über die gesamte Länge der Leiterbahn. Der Schwerpunkt der Schädigung mit der so genannten kritischen Pore<sup>13</sup> befindet sich in der Mitte der Leiterbahn. Tendenziell bilden sich mehr Poren an der Kathodenseite. Sowohl im rechten (Kathode) als auch im linken (Anode) Bereich der Leiterbahn erkennt man neben den

---

<sup>13</sup>Als kritisch wird die Pore bezeichnet, welche zum Ausfall einer Leiterbahn führt. Die Feststellung, dass es sich um eine kritische Pore handelt, lässt sich erst *nach* Durchführung des Experimentes mit Sicherheit treffen.





**Abb. 5.1:** Beispiel für die zeitliche Entwicklung von Poren und Hügeln während eines Elektromigrationsexperiments. Die Richtung des Elektronenflusses ist von rechts nach links, wie anhand der Kontaktierung oben im Bild zu erkennen ist. Der schwarze Pfeil deutet auf die kritische Pore, die weißen Pfeile auf zwei Hügel hin.

zahlreichen Poren auch die Bildung von einigen Hügeln (siehe weiße Pfeile). Die REM-Aufnahmen in Abb. 5.1 b) - h) zeigen dabei Einzelbilder aus einem *in-situ* erstellten AVI-Film.

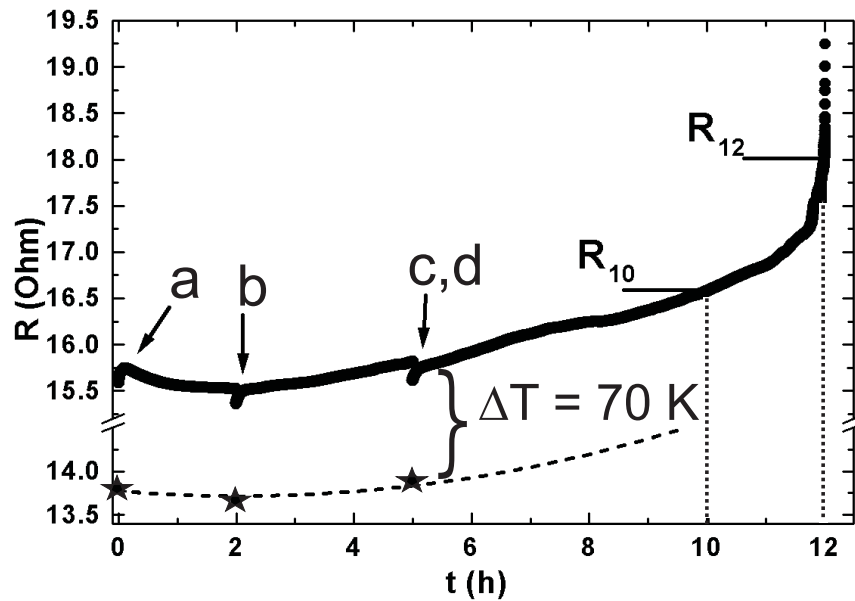
Betrachtet man die zeitliche Entwicklung der Leiterbahn, ist zu erkennen, dass es innerhalb der ersten zwei Stunden nur zu wenigen morphologischen Änderungen in der Leiterbahn gekommen ist. Die Poren- und Hügelbildung erfolgte verteilt über die gesamte Leiterbahn, wobei eine Tendenz zu verstärkter morphologischer Änderung an der Kathodenseite feststellbar ist. Einzelne Poren oder Hügel verändern ihre Größe oder Form nach einer anfänglichen Bildungsphase nicht mehr; andere Poren (wie die kritische Pore, siehe schwarzen Pfeil) oder Hügel (siehe z. B. die weißen Pfeile) sind laufenden Veränderungen unterworfen. Wie im zugehörigen Film zu sehen ist, findet die Entwicklung der Poren und Hügel simultan statt, wobei sich die Poren an der Kathodenseite bilden. Die Bewegung der Atome erfolgt also von der Kathodenseite in Richtung zur Anodenseite; dies zeigt, dass erwartungsgemäß die Windkraft in den polykristallinen Goldleiterbahnen überwiegt.

Bezogen auf die Gesamtdauer des Experimentes erfolgt der Ausfall der Leiterbahn innerhalb einer sehr kurzen Zeitspanne von weniger als einer Minute. Man erkennt in Abb. 5.1 (siehe schwarzer Pfeil) eine schlitzförmige Pore, welche sich quer zur Stromrichtung gebildet hat. Dies ist, wie auch in den folgenden Kapiteln dargestellt wird, eine typische Erscheinung im Ausfallverhalten der Goldleiterbahnen. Der Ausfall der Leiterbahn erfolgte durch diese kritische Pore, welche sich nach zwei Stunden gebildet hat. Dies gibt Gelegenheit, die Entwicklung der Stromdichte an der Position der kritischen Pore bis zum Durchbruch zu verfolgen (siehe Kap. 5.1.4).

In den folgenden Unterkapiteln wird exemplarisch das Ausfallverhalten dieser Leiterbahn untersucht. Dabei wird neben dem Widerstandsverhalten auch die Änderung der Porenfläche und die Entwicklung der Stromdichte analysiert. Eine genauere Rechnung zeigt eine verminderte Energiedissipation an der Position der kritischen Poren.

### 5.1.2 Darstellung des exemplarischen Widerstandsverhalten

Das Widerstandsverhalten der Leiterbahn aus Abb. 5.1 ist in Abb. 5.2 dargestellt. Bei diesem Experiment ist zu beachten, dass es an drei verschiedenen Tagen durchgeführt wurde. Unterbrochen wurde das Experiment nach zwei und nach fünf Stunden Gesamtdauer. Dies führt beim Einschalten der Spannung jeweils zu einer erneuten Thermalisierung der Leiterbahn mit dem Substrat. Auf das morphologische Verhalten hat die Unterbrechung des Experimentes keinen erkennbaren Einfluss (siehe auch [173]).



**Abb. 5.2:** Zeitliche Entwicklung des Widerstandes der Leiterbahn aus Abb. 5.1. Nach einem anfänglichen Absinken steigt der Widerstand bis etwa zehn Stunden Gesamtdauer leicht an, bevor es gegen Ende des Experimentes zu einem stärkeren Widerstandsanstieg kommt. Zu Beginn des Experimentes, sowie nach den beiden Messunterbrechungen nach zwei bzw. fünf Stunden gibt es einen sprunghaften Widerstandsanstieg (man beachte die unterbrochene Ordinatenachse) verbunden mit einer Erwärmung der Leiterbahn um 70 K. Die gestrichelte Linie dient als Augenführung für den Einfluss der morphologischen Änderungen auf den Widerstand (entnommen [169]).

Die Sterne in Abb. 5.2 bei null, zwei und fünf Stunden entsprechen den Messwerten für  $R(0)$ . Man erkennt zu Beginn jeder Einzelmessung einen sprunghaften Widerstandsanstieg von ca.  $1,8 \Omega$ , der auf die Joule'sche Erwärmung des Drahtes zurückzuführen ist. Mit Hilfe der Widerstandsdaten berechnet man einen Temperaturanstieg zu Beginn der ersten Messung von  $70,4^\circ\text{C}$ , welcher bei den folgenden Einschaltvorgängen annähernd konstant bleibt. Dies ist ein Beleg dafür, dass sich die Mikrostruktur der Leiterbahn bei den oben genannten Messunterbrechungen von zwei bzw. einem Tag nicht wesentlich verändert hat.

Neben dem sprunghaften Anstieg des Widerstandes bei Anlegen der Spannung, erkennt man zu Beginn der einzelnen Messungen einen weiteren leichten Anstieg des Widerstandes. Der Grund hierfür ist die langsame Thermalisierung mit dem Siliziumsubstrat, wie es bereits in Kap. 4.1.2 beschrieben wurde. Nach der Thermalisierung mit dem Substrat kommt es nach dem ersten Anlegen der Spannung zu einem Absinken des Widerstands, welches auch von anderen Autoren gefunden wurde [174] und auf Ausheil-effekte innerhalb der Leiterbahn zurückzuführen ist. Dieses Verhalten wurde bei sehr vielen Leiterbahnen beobachtet und scheint größtenteils unabhängig von der Porenbildung

zu sein. Nach ca. zwei Stunden beginnt der Widerstand anzusteigen, was auf die nun dominierende Porenbildung zurückzuführen ist. Die Widerstandszunahme beschleunigt sich im Verlauf der Messung zusehends, bis die Leiterbahn nach 12,04 Stunden ausfällt. Eingezeichnet sind weiterhin zwei Widerstandswerte  $R(10\text{ h})$  und  $R(12\text{ h})$ , welche für die detaillierte Betrachtung des Ausfalls von Bedeutung sind. Der Widerstandsbeitrag einzelner Poren zum Widerstandsverhalten der gesamten Leiterbahn wird zusammen mit den beiden Widerstandswerten in Kap. 5.1.5 noch eingehender diskutiert.

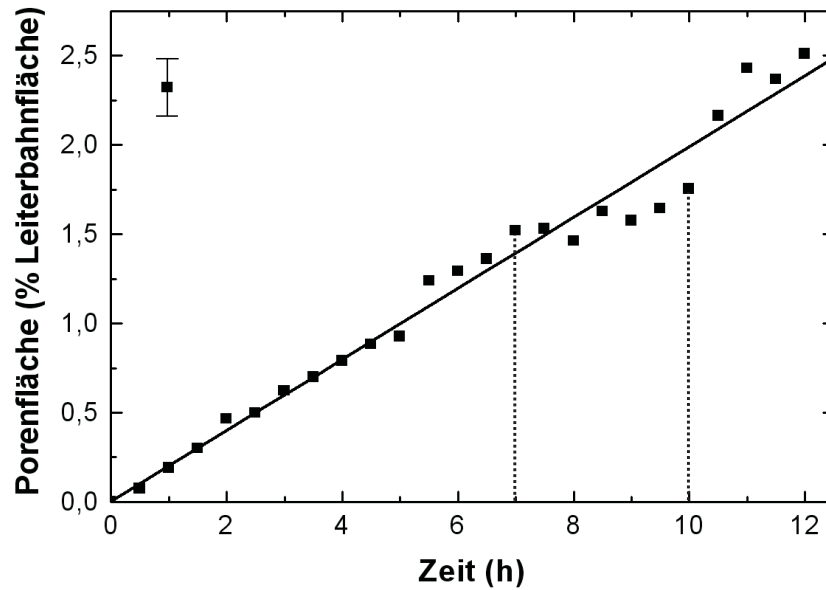
Das Widerstandsverhalten einer polykristallinen Goldleiterbahn wird von zwei Aspekten dominiert: Zum einen kommt es zu einem Ausheilverhalten und damit zu einer Verringerung des Widerstandes der Leiterbahn, zum anderen kommt es aufgrund der Porenbildung und des Porenwachstums zu einem Anstieg des Widerstandes. Die gesamte Widerstandsänderung aufgrund morphologischer Effekte setzt sich aus diesen Beiträgen zusammen. Um dies zu verdeutlichen wurde in Abb. 5.2 die gestrichelte Kurve eingezeichnet. Diese stellt den reinen morphologischen Einfluss des Widerstandes bei Zimmertemperatur dar. Der Verlauf entspricht dabei den Werten bei Strombelastung unter Berücksichtigung der Joule'schen Erwärmung von ca. 70 K.

### 5.1.3 Entwicklung der Porenfläche

Neben der generellen Verknüpfung der elektrischen Messdaten mit der morphologischen Entwicklung der Leiterbahn, lassen sich die aufgenommenen REM-Bilder noch detaillierter auswerten. Die Porenfläche der Leiterbahn aus Abb. 5.1 wird mit Hilfe eines Graphikprogramms (ADOBE Photoshop®. Die genaue Vorgehensweise ist in Anhang A beschrieben) im Abstand von 30 Minuten bestimmt. Ähnliche Auswertungen wurden bereits an bambusartigen Aluminiumleiterbahnen vorgenommen. In [132] wurde gezeigt, dass bei einigen Leiterbahnen ein linearer Anstieg der Fläche *einzelner* Poren während der Versuchszeit beobachtet werden kann.

Ein ähnliches Verhalten ist auch bei den polykristallinen Goldleiterbahnen beobachtet worden. Abb. 5.3 stellt den zeitliche Verlauf der Porenfläche in Bezug zu der Gesamtfläche der Leiterbahn dar. Man erkennt einen linearen Anstieg mit einer Steigung von ca. 0,21 % pro Stunde für die ersten sieben Stunden der Messung. Die Schwankungen der Messpunkte sind dabei mit hoher Sicherheit hauptsächlich auf Helligkeits- bzw. Kontraständerungen zurückzuführen, welche das Messergebnis leicht verfälschen<sup>14</sup>. Anhand der Gesamtzahl der Pixel eines REM-Bildes wurde eine Messunsicherheit bei der Bestimmung der Porenfläche von 0,2 % abgeschätzt, welche als Fehlerbalken oben links in Abb. 5.3 angegeben ist.

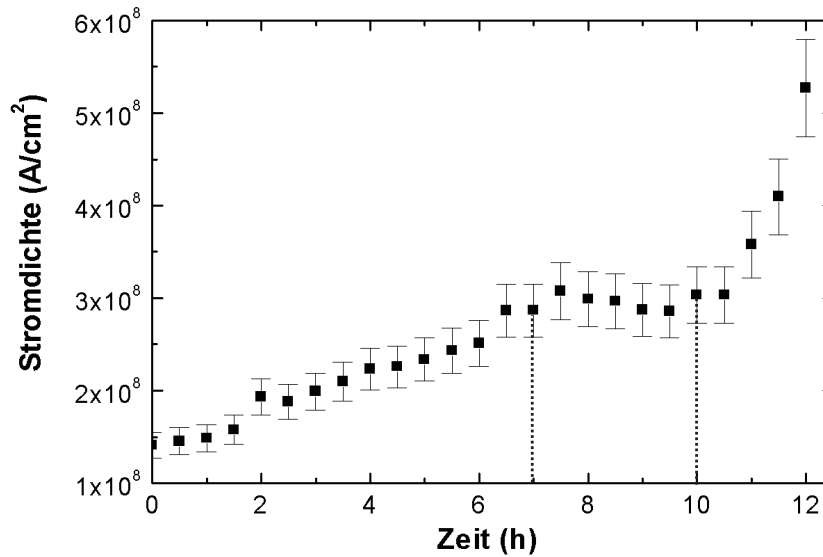
<sup>14</sup>siehe den Sprung bei  $t = 5\text{ h}$  in Abb. 5.3; zu diesem Zeitpunkt wurde das Experiment nach einer Unterbrechung neu gestartet



**Abb. 5.3:** Zeitliche Entwicklung der Porenfläche am Beispiel der Leiterbahn aus Abb. 5.1. Man erkennt im wesentlichen einen linearen Anstieg der Porenfläche. Der Fehlerbalken oben links gibt eine geschätzte Abweichung von  $\pm 0,2$  % an.

Obwohl sich die Poren innerhalb der Leiterbahn in Abb. 5.1 an vielen verschiedenen Positionen mit unterschiedlichen Formen gebildet haben, kommt es zu einem linearen Anstieg in der Gesamtfläche der Poren. Dieser ist - aufgrund des kolumnaren Wachstums der Körner - direkt proportional zu einem linearen Anstieg des gesamten Porenvolumens und damit einem zeitlich konstanten Massefluss [169]. Nach sieben Stunden stagniert die Entwicklung der Porenfläche, was möglicherweise mit einem Wechsel im Diffusionspfad von Korngrenzen- zu Oberflächendiffusion begründet werden kann. Betrachtet man die lineare Anpassung an die Messdaten (durchgezogene schwarze Linie in Abb. 5.3), kann man insgesamt aber von einem linearen Wachstum der gesamten Porenfläche sprechen. Daraus folgt, dass der Massefluss bis auf kleinere Fluktuationen konstant ist.

Die Schwankungen im Bereich von sieben bis zehn Stunden korrelieren mit der Entwicklung der Stromdichte an der späteren Durchbruchposition (siehe Abb. 5.4) und spiegeln damit zu großen Teilen die Entwicklung der kritischen Pore wieder. Das Widerstandsverhalten der Leiterbahn zeigt keinen direkten Zusammenhang mit der Entwicklung der Porenfläche. Während die Porenfläche bereits ansteigt, kommt es zunächst zu einem geringen Absinken des Widerstandes. Auch bei dem starken Widerstandsanstieg gegen Ende des Experimentes ist keine wesentliche Erhöhung des Porenwachstums zu beobachten. Der Grund hierfür ist, dass der Widerstandsanstieg nicht von der absoluten Fläche der Poren, sondern vielmehr von der Anordnung einzelner Poren abhängt. Dies wird besonders bei der kritischen Pore deutlich, die aufgrund ihrer schlitzförmigen Morphologie nur eine geringe Fläche einnimmt, aber zum elektrischen Ausfall der Leiterbahn



**Abb. 5.4:** Zeitliche Entwicklung der Stromdichte an der Ausfallposition der Leiterbahn aus Abb. 5.1. Obwohl dieses Experiment mit konstanter Spannung durchgeführt wurde, steigt die Stromdichte bis zum elektrischen Durchbruch annähernd um einen Faktor vier an.

führt.

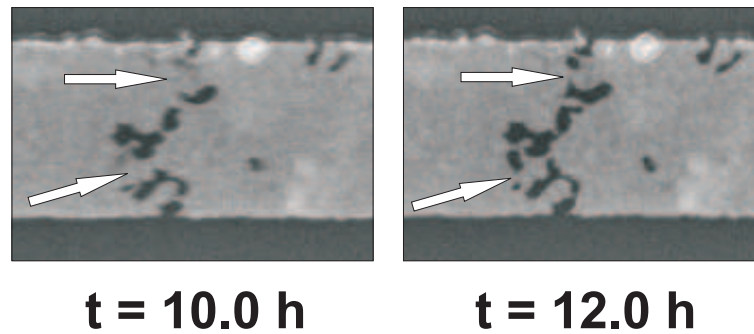
In der Dissertation von O. Kraft [2] wurde gezeigt, dass die Anzahl der Poren für eine polykristalline Leiterbahn proportional zur Stromdichte und zu der Breite der Leiterbahn ist. In dieser Arbeit wurde weiterhin die Größenzunahme und Entwicklung der Form der Poren unter der Annahme eines konstanten Masseflusses untersucht. Die Annahme eines konstanten Masseflusses wurde dabei durch Messungen an einzelnen Poren untermauert. Theoretische Überlegungen von Sanchez et al. zeigen, dass für Poren an unterschiedlichen Positionen (z. B. an Tripelpunkten und Oberflächen) bei einem konstanten Massefluss das Volumen der Poren ebenfalls linear zunimmt.

#### 5.1.4 Entwicklung der Stromdichte

Neben der Porenfläche kann, in Verbindung mit den elektrischen Messdaten, die zeitliche Entwicklung der Stromdichte an ausgewählten Positionen der Leiterbahn bestimmt werden. Bei vielen in der Literatur beschriebenen Experimenten wird davon ausgegangen, dass die Stromdichte konstant ist, bzw. konstant gehalten wird. Diese Annahme ist allerdings kritisch zu betrachten, da sich selbst bei einem Experiment mit konstanter Spannung die Stromdichte in Abhängigkeit der Zeit *lokal* signifikant ändert.

Abb. 5.4 zeigt die *lokale* Stromdichte an der Ausfallposition der Leiterbahn aus Abb. 5.1 in Intervallen von 30 Minuten. Man erkennt einen linearen Anstieg der Stromdichte innerhalb der ersten sieben Stunden des Experiments. Wie bei der Porenfläche kommt es dann zu einer Stagnation in der linearen Entwicklung der Stromdichte. Der Querschnitt





**Abb. 5.5:** Detail der morphologischen Entwicklung an der Durchbruchposition der Leiterbahn aus Abb. 5.1. Die weißen Pfeile deuten die Positionen an, welche zur Bestimmung der verbleibenden Querschnittsfläche benutzt wurden (entnommen [169]).

der Engstelle ändert sich für drei Stunden nur noch unwesentlich, obwohl es weiterhin zu Änderungen in der Porenmorphologie kommt. Nach zehn Stunden kommt es zu erheblichen Verringerungen des Querschnitts, welche nach 12,04 Stunden zum elektrischen Durchbruch der Leiterbahn führen. Dementsprechend kommt es nach zehn Stunden zu einem starken Anstieg der Stromdichte, bis die Leiterbahn ausfällt. Der Fehlerbalken in Abb. 5.4 stellt einen Fehler von 10 % bei der Bestimmung der Stromdichte dar, welcher aufgrund der Messungenauigkeiten bei der Bestimmung des Leiterbahnquerschnitts auftritt.

Der Wert der Stromdichte an der Position des elektrischen Durchbruchs kann dabei *nicht* für Lebensdauervorhersagen verwendet werden. Da der Bereich der Engstelle nicht über die Länge der Leiterbahn ausgedehnt ist, lässt sich, um eine Lebensdauervorhersage durchzuführen, die Black-Gleichung nicht anwenden. Für eine aussagekräftige Lebensdauervorhersage muss immer das Gesamtsystem der Leiterbahn herangezogen werden.

### 5.1.5 Detailbetrachtung der kritischen Poren

Wie im vorangegangenen Kapitel erläutert wurde, erhöht sich die Stromdichte innerhalb der Leiterbahn an der Position der Poren. Aufgrund der erhöhten Stromdichte sollte sich dementsprechend die Energiedissipation innerhalb der so gebildeten Engstellen der Leiterbahnen ändern. Dies wird anhand der Durchbruchposition der Leiterbahn aus Abb. 5.1 im folgenden detailliert untersucht.

Die Widerstandsänderungen bis zu zehn Stunden können allein aufgrund der morphologischen Änderungen erklärt werden (siehe Abb. 5.2). Nach zehn Stunden beginnt der Widerstand rapide anzusteigen, bis die Leiterbahn nach 12,04 Stunden ausfällt. Dies wird auch in den Daten der Stromdichte deutlich. Es stellt sich die Frage, ob der starke



Widerstandsanstieg gegen Ende der Messungen nur auf morphologische Änderungen, also das Anwachsen der Poren, oder auch auf einen Anstieg der Temperatur innerhalb der Engstelle zurückzuführen ist.

Abb. 5.5 zeigt die Durchbruchposition der zuvor betrachteten Leiterbahn nach zehn und zwölf Stunden unter Strombelastung. Man erkennt ein deutliches Anwachsen der Porenfläche innerhalb dieser zwei Stunden. Die weißen Pfeile in Abb. 5.5 markieren die beiden stromführenden Pfade, durch welche der gesamte Stromfluss der Leiterbahn verläuft. Ausgehend von den geometrischen Abmessungen dieser Bereiche, welche anhand der REM-Aufnahmen bestimmt werden, lässt sich der Widerstand an dieser Position bestimmen. Hierzu wird zunächst der spezifische Widerstand der unzerstörten Leiterbahn zu  $\rho \simeq 5 \mu\Omega\text{cm}$  bestimmt. Damit erhält man für den Widerstandsbeitrag der "Gold-Brücken" zum Gesamtwiderstand in der Nähe der kritischen Voids folgende Werte:  $\delta R_m(10 \text{ h}) = 0.46 \Omega$  und  $\delta R_m(12 \text{ h}) = 1.09 \Omega$ . Hierin bezeichnet der Index "m", dass es sich um den morphologischen Widerstand handelt. Die von der Morphologie bedingte Widerstandsänderung beträgt damit  $0,63 \Omega$ .

Neben dem Beitrag der morphologischen Änderungen muss weiterhin ein möglicher Beitrag  $\delta R_{th}$  durch einen Temperaturanstieg berücksichtigt werden. Damit lässt sich der Gesamtwiderstand der Leiterbahn in Abhängigkeit der Zeit schreiben als:

$$R(t) = R(0) + \Delta R_M + \delta R_m(t) + \delta R_{th}(t) \quad (11)$$

mit  $R(0)$  als Widerstand der Leiterbahn zu Beginn des Experiments (nach der Thermalisierung mit dem Substrat) und  $\Delta R_M$  als Beitrag der morphologischen Entwicklungen außerhalb der Engstelle.

Mit der Annahme, dass der Widerstandsanstieg bis zu zehn Stunden nur durch morphologische Änderungen bestimmt ist, ergibt sich für einen zusätzlichen thermischen Beitrag ein Wert von  $\delta R_{th}(10 \text{ h}) \simeq 0$ . Weiterhin ändern sich nach 10 Stunden unter Strombelastung im wesentlichen nur die kritischen Poren (siehe Abb. 5.1 f) und g)), so dass man von 10 bis 12 Stunden von einer annähernd konstanten Porenfläche ausgehen kann. Dementsprechend ergibt sich  $\Delta R_M = 0$ . Insgesamt ergibt sich damit für die Widerstandsänderung zwischen 10 und 12 Stunden folgende Gleichung:

$$R(12 \text{ h}) - R(10 \text{ h}) = \delta R_m(12 \text{ h}) - \delta R_m(10 \text{ h}) + \delta R_{th}(12 \text{ h}) \quad (12)$$

Aus der Auftragung der Widerstandskurve (siehe Abb. 5.2) erhält man einen Wert von  $R(12 \text{ h}) - R(10 \text{ h}) = 1.4 \Omega$ . Der morphologische Beitrag  $\delta R_m(12 \text{ h}) - \delta R_m(10 \text{ h})$  hat einen Wert von  $0,63 \Omega$ . Damit beträgt der Wert des thermisch bedingten Widerstandsanstiegs:  $\delta R_{th}(12 \text{ h}) = 0,77 \Omega$ . In Verbindung mit Gl. 8 erhält man - bezogen

auf den Widerstand des betrachteten Teilstücks - einen Wert für die *lokale* Temperaturerhöhung von  $\Delta T_{lok}(12\ h) \simeq 350\ K$  (entsprechend einer Änderung von  $0,77\ \Omega$ ) für  $t = 12$  Stunden.

Aus den morphologischen Daten in Abb. 5.5 erhält man wie erwähnt einen Widerstandsbeitrag von  $\delta R_m(12\ h) = 0,63\ \Omega$ . Die *lokalen* Stromdichte an dieser Position besitzt einen Wert von  $j(12\ h) = 4,4 \times 10^8\ A/cm^2$ . In Verbindung mit Gl. 10 (siehe Kap. 4.1.3, Abb. 4.3)<sup>15</sup> würde man ein Verhältnis von  $\delta R_{th}(12\ h)/R_m(12\ h)$  mit  $R_m(12\ h) = 1,09\ \Omega$  in der Engstelle von ca. 2,7 erwarten. Der *lokale* Widerstandsanstieg hätte damit einen Wert von ca.  $R_{th}(12\ h) = 2,9\ \Omega$ . Dies würde insgesamt einem *lokalen* Temperaturanstieg von  $\Delta T_{lok}(12\ h) \simeq 1400\ K$  auf eine Temperatur von  $1693\ K$  entsprechen; einem Wert, der  $355\ K$  über der Schmelztemperatur von  $1338\ K$  für Gold liegt [175]. Ein Schmelzen der Leiterbahn an dieser Position wird dennoch nicht erwartet, da es im Bereich der Engstelle zu einer deutlich verringerten Energiedissipation und einem sehr effektiven Abtransport der entstehenden Wärme kommt.

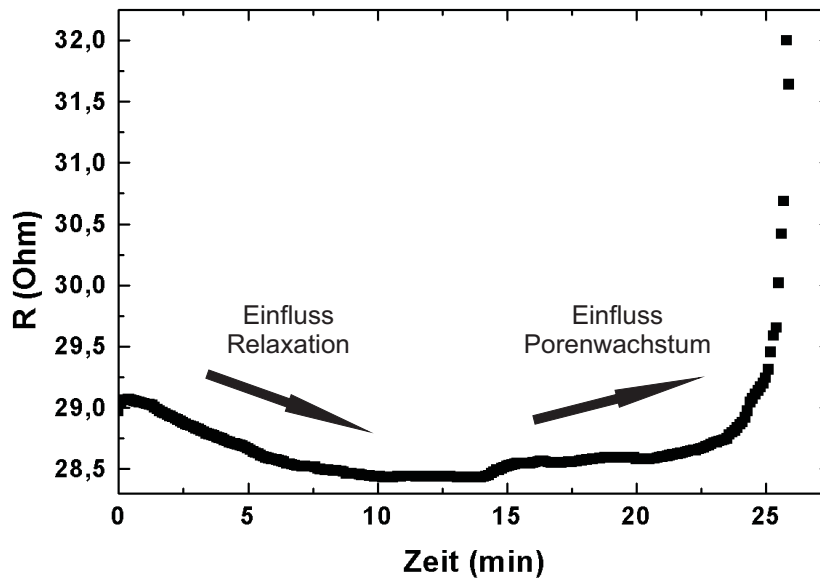
Die gute thermische Leitfähigkeit des die Engstelle umgebenden Materials ist dafür verantwortlich, dass die *lokale* Temperaturerhöhung nur einen Wert von  $\Delta T_{lok} \simeq 350\ K$  besitzt. Die aufgrund der Stromdichte erzeugte Joule'sche Wärme wird sowohl über das Substrat als auch über die angrenzenden Bereiche der Leiterbahn effektiv abgeführt.

Weiterhin kommt es durch eine verringerte Energiedissipation möglicherweise zu einer Verringerung des spezifischen Widerstandes  $\rho$  durch lokale Ausheileffekte. Hierdurch kann es weiterhin zu einer Erhöhung des linearen Temperaturkoeffizienten  $\alpha$  gekommen sein. Entsprechend Gl. 8 würde bei einem zu niedrig angenommenen Temperaturkoeffizienten die Temperaturerhöhung überschätzt werden. Scorzoni et al. (siehe [24] und darin angegebene Referenzen) haben gezeigt, dass es aufgrund von elektromigrationsinduzierten Änderungen der Kornstruktur zu Änderungen im Bereich  $\Delta\alpha \simeq 0,1\ \%$  gekommen ist.

Theoretisch wurde der Widerstandsanstieg innerhalb einer Engstelle z. B. von Kraft und Arzt berechnet [176]. Sie fanden ebenfalls keine der Stromdichte entsprechende Temperaturentwicklung innerhalb der Engstelle. In theoretischen Arbeiten wird dabei oftmals ein thermischer Exponent von  $m = 2$  verwendet [177]. Dieser Wert ist zu niedrig angesetzt, da die sich ändernde Energiedissipation aufgrund der Temperaturerhöhung unberücksichtigt bleibt. Dies bedeutet, dass die Rechnungen für eine sich nicht erwärmende Leiterbahn durchgeführt werden. Experimentell beobachtet wird ein Wert von  $m > 2$ , welcher in zukünftigen theoretischen Betrachtungen berücksichtigt werden sollte.

---

<sup>15</sup>Die Konstante  $A = 2,35 \cdot 10^{-20}$  wurde anhand der Erwärmung zu Beginn des Experiments für diese Leiterbahn bestimmt.



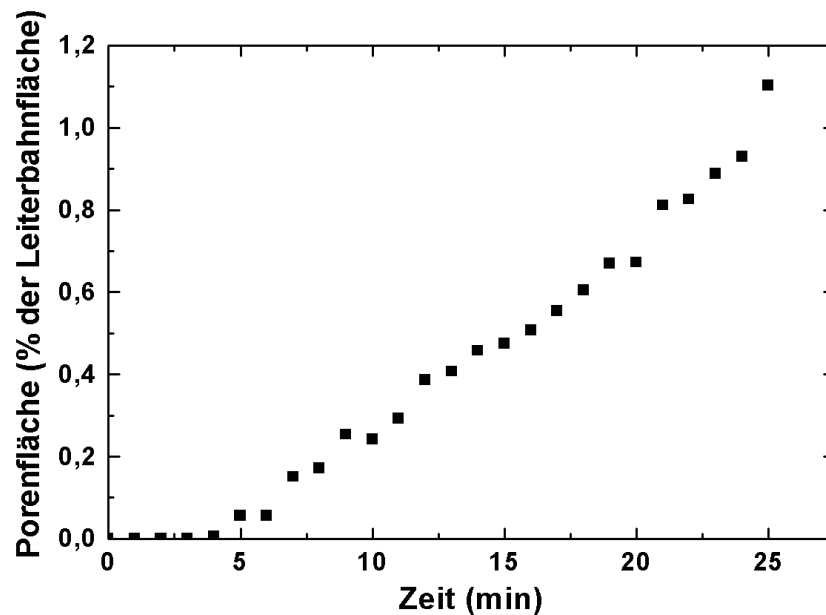
**Abb. 5.6:** Weiteres Beispiel des Widerstandsverhaltens einer polykristallinen Goldleiterbahn. Nach der charakteristischen Abnahme zu Beginn der Messung steigt der Widerstand durch den zunehmenden Einfluss der Poren an.

#### 5.1.6 Weitere Beispiele des Elektromigrationsverhaltens in polykristallinen Leiterbahnen

Das vorstehende Beispiel behandelte den Spezialfall einer Leiterbahn, bei welcher die kritische Pore von Beginn der Messung an vorhanden war und sich bis zum Durchbruch entwickelt hat. Im folgenden werden die Aussagen der vorangegangenen Kapitel durch weitere Beispiele verallgemeinert.

Abb. 5.6 zeigt das Widerstandsverhalten einer weiteren polykristallinen Goldleiterbahn. Ähnlich wie zuvor beschrieben steigt der Widerstand zunächst stark an (in Abb. 5.6 ist der Widerstand  $R(0) = 24,36 \, \Omega$  nicht eingezeichnet). Die Temperatur innerhalb der Leiterbahn erhöht sich um  $\Delta T \simeq 95^\circ$ . Nach einer sehr kurzen Thermalisierung im Bereich von 30 Sekunden dominieren die Relaxationsvorgänge innerhalb der Leiterbahn, die zu einer Abnahme des Widerstandes um ca.  $0,5 \, \Omega$  führen. Nach ca. der Hälfte der Gesamtdauer des Experimentes kommt es zu einem Anstieg des Widerstandes aufgrund des nun vorherrschenden Porenwachstums. Gegen Ende der Messung steigt der Widerstand dann rasant an, bis die Leiterbahn nach 26 Minuten zerstört ist. Das Verhalten dieser Leiterbahn ist, obwohl die Messung mit 26 Minuten im Vergleich sehr kurz ist, sehr ähnlich zu der in Kap. 5.1.2 beschriebenen Leiterbahn und kann damit als typisch für die polykristallinen Goldleiterbahnen angesehen werden.

Erst bei sehr hohen Stromdichten ( $j \geq 3 \cdot 10^8 \, \text{A/cm}^2$ ) kam es zu Abweichungen von diesem Verhalten. In diesen Fällen wird keine Widerstandsabnahme und damit

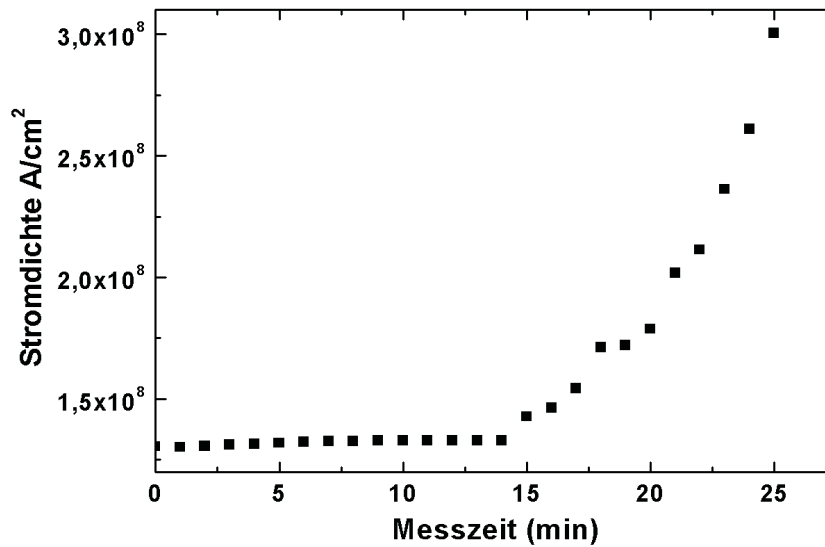


**Abb. 5.7:** Weiteres Beispiel für die Entwicklung der Porenfläche in einer polykristallinen Goldleiterbahn. In diesem Fall findet die Entwicklung von Poren erst nach einer Inkubationszeit statt. Die Zunahme der Porenfläche erfolgt erneut linear mit der Zeit.

verbunden keine Relaxation zu Beginn des Experiments beobachtet. Dies wird in der abschließenden Diskussion dieses Kapitels (Kap. 5.5) vertiefend behandelt.

Abb. 5.7 zeigt die zu Abb. 5.6 gehörende Entwicklung der Porenfläche. Im Vergleich zu der in Abb. 5.3 gezeigten Entwicklung mit einer stetig ansteigenden Porenfläche kommt es hier zu einem sichtbar verzögerten Beginn des Porenwachstums. Dies deutet, auch in Verbindung mit den Widerstandsdaten, auf ein Ausheilverhalten innerhalb der Leiterbahn hin. Zu beachten ist, dass das verzögerte Auftreten der Porenbildung nicht gänzlich an die zeitliche Entwicklung des Widerstands gekoppelt ist. Vergleicht man Abb. 5.7 und 5.6 erkennt man nach Einsetzen des Porenwachstums nach ca. fünf Minuten eine weitergehende Widerstandsabnahme. Dies zeigt, dass die Änderung des Widerstands ein schlechtes Maß für die Elektromigrationsschädigungen einer polykristallinen (nicht angelassenen) Leiterbahn ist. Trotz eines Absinken des Widerstandes kommt es bereits zu Porenbildung und -wachstum innerhalb der Leiterbahn.

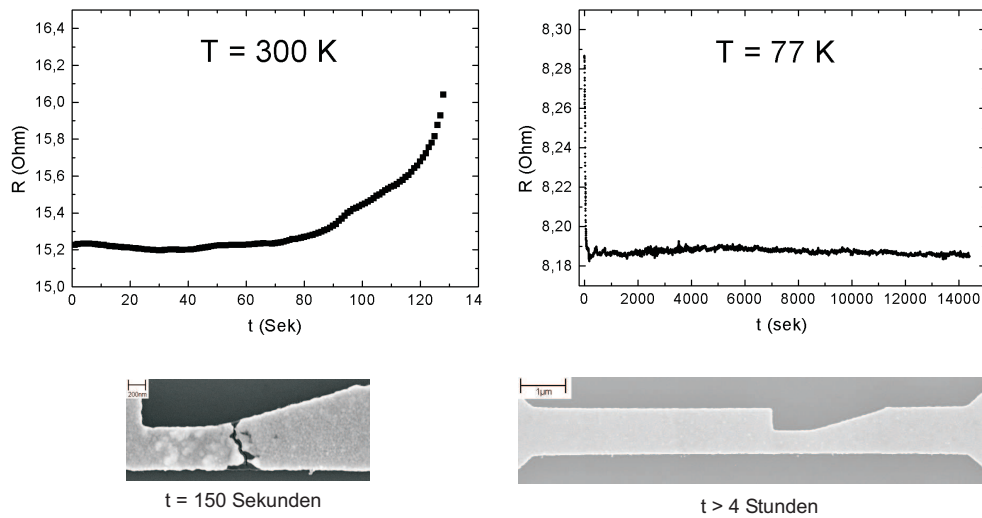
Dass die Bildung und das Wachstum der Poren nicht direkt mit dem Einschalten des Stromflusses beginnt, ist typisch und wird vor allem für andere Arten von Leiterbahnen (Bambusstrukturen, einkristalline Leiterbahnen) beobachtet [132]. Neben dem Ausheilverhalten der polykristallinen Leiterbahnen wird in der Literatur eine so genannten Inkubationszeit angeführt, bis zu der keine makroskopischen (im Sinne von beobachtbaren) Poren gebildet werden. Der Grund hierfür ist der Aufbau einer kritischen Leerstellenkonzentration, ab der sich die einzelnen Fehlstellen im Atomgitter zusammenschließen und



**Abb. 5.8:** Weiteres Beispiel für die Entwicklung der Stromdichte an der Durchbruchposition einer polykristallinen Goldleiterbahn. In diesem Fall entwickelt sich die kritische Pore erst nach ca. der Hälfte der Gesamtdauer des Experiments.

makroskopische Poren bilden. Bei den polykristallinen Goldleiterbahnen wird nur eine kurze Inkubationszeit (im Beispiel ca. fünf Minuten) gefunden. Der Grund hierfür sind die bereits vorhandenen Störungen des Atomgitters in Form von Korngrenzen, welche das Wachstum von makroskopischen Poren begünstigen.

Abb. 5.8 zeigt die Stromdichte an der Durchbruchposition der Leiterbahn. Man erkennt, dass sich zunächst keine kritische Pore gebildet hat. Erst nach ca. 14 Minuten kommt es an dieser Position zur Bildung von Poren und dementsprechend steigt die Stromdichte (ausgehend vom Anfangswert von  $1,3 \times 10^8 \text{ A/cm}^2$ ) kurz vor dem elektrischen Durchbruch auf einen Wert von ca.  $3,1 \times 10^8 \text{ A/cm}^2$  an. Vergleicht man die Entwicklung der Stromdichte mit den Widerstandsdaten aus Abb. 5.6, erkennt man für dieses Beispiel einen direkten Zusammenhang: Nach 14 Minuten kam es im Widerstand zu einem kurzzeitigen Anstieg. Solche abrupten Widerstandsanstiege sind in der Literatur bereits beschrieben worden [30]. Es ist allerdings nicht möglich, über diesen abrupten Widerstandsanstieg auf die verbleibende Lebensdauer der Leiterbahn zu schließen. Der Zusammenhang zwischen den Widerstandsdaten und dem Wachstum der kritischen Pore kann erst *nach* dem Experiment gezogen werden. Es ist, selbst bei einem *in-situ* Experiment, nicht möglich, nach einem abrupten Widerstandsanstieg die kritische Pore zu bestimmen und anhand deren Wachstum die (verbleibende) Lebensdauer der Leiterbahn zu berechnen.

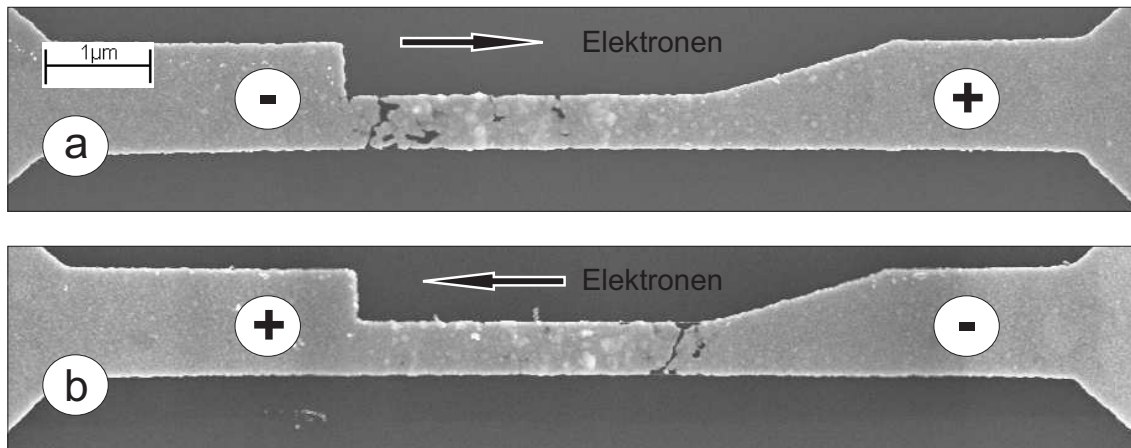


**Abb. 5.9:** Vergleich der Lebensdauer zweier identischer Leiterbahnen bei verschiedenen Temperaturen. Die Leiterbahn in Teilbild a) wurde bei Zimmertemperatur mit einem Strom von 39 mA belastet und fiel nach 130 Sekunden aus. Bei der Leiterbahn in Teilbild b) wurde die Messung mit identischer Stromstärke in flüssigem Stickstoff bei  $T = 77\text{ K}$  durchgeführt. Nach einem kurzen Einschwingverhalten erkennt man für den betrachteten Zeitraum von vier Stunden keine weitere Änderung des Widerstandes. Die beiden REM-Aufnahmen zeigen die Leiterbahnen jeweils nach Ende des Experiments.

### 5.1.7 Tieftemperaturmessungen

Um zu verifizieren, dass es sich bei der Elektromigration um einen thermisch aktivierten Effekt handelt, wurde eine vergleichende Messung an identischen Leiterbahnen mit Engstelle (siehe Kap. 5.1.8) bei Zimmertemperatur  $T_{Zi} = 300\text{ K}$  sowie bei einer Temperatur von  $T_{N_2,fl} = 77\text{ K}$  vorgenommen. Die Engstelle hat in diesem Experiment keinerlei Einfluss auf die hier dargestellten Ergebnisse. Abb. 5.9 zeigt sowohl die Widerstandsdaten als auch jeweils eine exemplarische REM-Aufnahme beider Leiterbahnen nach dem Experiment. Während die Leiterbahn bei Zimmertemperatur bereits nach 130 Sekunden mit starken Elektromigrationsschädigungen ausfiel, gibt es bei der Leiterbahn bei  $77\text{ K}$  keinerlei sichtbare morphologische Veränderungen. Auch der Widerstand hat sich während der Messung nach einem kurzen Einschwingverhalten nicht mehr geändert. Daher kann man davon ausgehen, dass sich innerhalb der Leiterbahn auch keine beobachtbaren Änderungen in der Mikrostruktur ergeben haben.

Dass es bei der Temperatur von  $77\text{ K}$  zu keinerlei Elektromigrationsschädigungen kommt, ist zu erwarten, da aufgrund einer effektiv wirkenden Kraft (Windkraft) den thermisch aktivierten Atomen nur eine Vorzugsrichtung aufgeprägt wird (siehe Abb. 2.2). Bei tiefen Temperaturen reicht die thermische Energie für eine signifikante Anzahl beweglicher Atome nicht aus. Da weiterhin entsprechend Gl. 2 die Diffusivität stark eingeschränkt ist, kann es nicht mehr zu Elektromigrationsschädigungen kommen. Diese



**Abb. 5.10:** Direkter Vergleich des Ausfallverhaltens zweier Leiterbahnen mit Einbuchtung. Teilbild a) zeigt den Ausfall nach Elektronenfluss von links nach rechts; Teilbild b) nach Elektronenfluss von rechts nach links. Die schlitzförmigen Poren, welche zum elektrischen Durchbruch geführt haben, befinden sich in der Einbuchtung in Richtung der jeweiligen Kathode.

Überlegungen gelten sowohl für die Diffusion im Volumen, als auch an der Oberfläche und in den Korngrenzen.

Wird zur Steigerung der Windkraft die Stromdichte erhöht, kommt es gleichzeitig zu einer verstärkten Joule'schen Erwärmung der Leiterbahn, so dass die thermische Energie dann für eine Anregung der Atome ausreichend ist. Für diesen Fall wird selbst bei Temperaturen im Bereich von 77 K eine Elektromigrationsschädigung hervorgerufen. Dies wird bei der gezielten Herstellung von Nanokontakten ausgenutzt [145].

### 5.1.8 Einfluss vorgegebener Engstellen

Für eine detailliertere Untersuchung des Ausfallsverhaltens ist es wünschenswert, die Position der Porenbildung *vor* Durchführung des Experimentes eingrenzen zu können. Hierzu wurden Leiterbahnen mit vorgegebenen Engstellen hergestellt, die es aufgrund der höheren Vergrößerung gestatten, eine höhere Auflösung der morphologischen Änderungen bei den *in-situ* REM-Untersuchungen zu erzielen. Der Ausfall dieser Leiterbahnen findet aufgrund der höheren Stromdichte in der Engstelle statt. Gleichzeitig sollte untersucht werden, ob diese Engstellen Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten nehmen.

Abb. 5.10 zeigt REM-Aufnahmen von zwei identisch hergestellten Leiterbahnen, welche mit unterschiedlicher Stromrichtung belastet wurden, nach dem elektrischen Ausfall. Gemeinsam ist beiden Leiterbahnen der elektrische Durchbruch innerhalb der Engstelle über eine schlitzförmige Pore. Die Position dieser Pore befindet sich jeweils in Richtung der Kathode, wie man es auch für Leiterbahnen ohne Einbuchtung erwarten würde.



Weiterhin befindet sie sich jeweils am Beginn des schmalen Bereichs der Leiterbahn, also dort, wo die Stromdichte einen höheren Wert besitzt als in den breiteren Bereichen der Leiterbahn. Die Hügelbildung erfolgt in Richtung der Anode, also entsprechend der Fließrichtung der Elektronen.

Im Vergleich zu Leiterbahnen ohne Engstelle hat sich damit kein wesentlicher Unterschied im Ausfallverhalten ergeben. Der Grund hierfür ist das immer noch große Verhältnis von Korngröße zu Leiterbahnbreite. Die Diffusion findet weiterhin über die Korngrenzen statt, so dass die Verjüngung der Leiterbahnen nur die Position des elektrischen Ausfalls eingrenzt. Daher werden die Messungen an Leiterbahnen mit Einbuchtung im folgenden nicht gesondert behandelt.

## 5.2 Kornwachstum und der Einfluss von Kohlenstoff

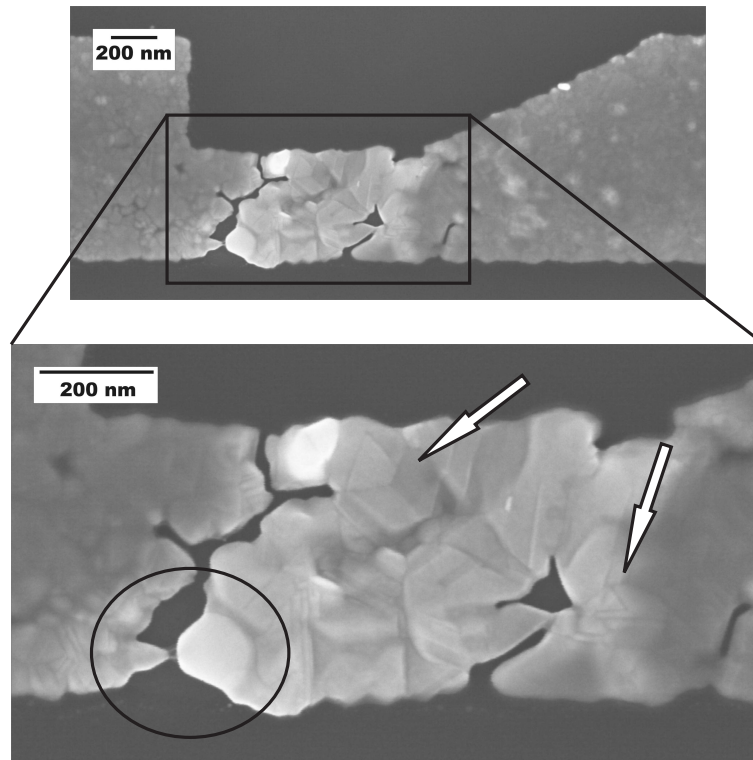
### 5.2.1 Kornwachstum innerhalb von Leiterbahnen

Von metallischen Schichten, die auf Halbleitersubstraten aufwachsen, ist bekannt, dass Texturen auftreten können. Um zu überprüfen ob bei den verwendeten Goldleiterbahnen auch eine Textur vorliegt, wurden an geschlossenen Goldschichten mit zwei unterschiedlichen Schichtdicken  $t_1 \simeq 38 \text{ nm}$  und  $t_2 \simeq 64 \text{ nm}$  XRD-Messungen durchgeführt. Dabei wurde jeweils die gleiche Schicht vor und nach einem Anlassschritt bei einer Temperatur von  $450 \text{ }^\circ\text{C}$  für einen Zeitraum von 15 Minuten untersucht.

Für beide Schichtdicken wird nach Anlassen der Proben ein deutliches Anwachsen der Intensität des (111)- bzw. des (222)-Peaks beobachtet. Vergleicht man die Intensitäten der Peaks vor und nach dem Anlassen, erkennt man, dass bereits vor dem Anlassen eine (111)-Textur in den Proben vorhanden ist. Gleichzeitig zeigen die XRD-Spektren, dass zwar eine Textur vorliegt, aber die Schichten nicht epitaktisch auf den Siliziumsubstraten aufgewachsen sind.

Wie *in-situ*-Anlassversuche gezeigt haben, findet ein wesentliches Kornwachstum erst oberhalb einer Temperatur von ca.  $130 \text{ }^\circ\text{C}$  statt. Dabei stellt sich die Frage, ob es aufgrund der Elektromigration zu einem Kornwachstum innerhalb der Leiterbahnen kommt. Die typische Erwärmung der Leiterbahnen liegt für Siliziumsubstrate mit natürlichem Oxid typischerweise in einem Bereich von  $50 \text{ }^\circ\text{C}$  bis  $100 \text{ }^\circ\text{C}$ . Bei den Substraten mit thermisch gewachsenem Oxid kann sie bis  $200 \text{ }^\circ\text{C}$  betragen. Eine darüber hinausgehende Erwärmung aufgrund Joule'scher Wärme findet erst in den letzten Stadien der Elektromigration *lokal* statt (siehe Kap. 5.1).

Abb. 5.11 zeigt ein Beispiel für eine elektromigrierte Leiterbahn mit Engstelle. Diese Leiterbahn wurde vor dem Elektromigrationsexperiment nicht angelassen; die Korngröße



**Abb. 5.11:** REM-Aufnahme einer Goldleiterbahn mit Engstelle nach dem elektrischen Ausfall. Durch die Elektromigration kommt es zum Kornwachstum innerhalb der Leiterbahnen. Dabei bildet sich - ähnlich wie bei angelassenen Goldschichten - eine (111)-Textur innerhalb der Leiterbahnen aus. Dies ist an der sechszähligen Symmetrie einiger Körner zu erkennen (siehe Pfeile). Der Durchbruch dieser Leiterbahn erfolgte durch lokales Schmelzen (siehe Kreis).

betrug ca. 30 nm. Das Elektromigrationsexperiment wurde dabei *ex-situ* durchgeführt, so dass es *nicht* zu einer Kontamination mit Kohlenstoff gekommen ist. Nach der Elektromigration haben sich größere kristalline Bereiche (Größe der Körner ca. 150 nm) gebildet, bei denen man die für eine (111)-Textur typische sechszählige Symmetrie erkennen kann (siehe Pfeile in Abb. 5.11). Dies deutet darauf hin, dass es aufgrund der Elektromigration zu einem Kornwachstum kommt, welches vergleichbar mit dem eines Anlassexperimentes ist. Ähnliche Beobachtungen wurden mit Hilfe von STM- und XRD-Untersuchungen bereits von Aguilar et al. für Goldoberflächen gefunden [85].

Die treibende Kraft für das Kornwachstum bei einem Anlassexperiment ist die Minimierung der mittleren freien Energie. Für kubisch-flächenzentrierte Metalle kommt es bei Ausbildung der dichtest gepackten Oberfläche, also der (111)-Fläche, welche sich auf dem Substrat verstärkt bildet, zu einer Energieminimierung. Im Falle von Anlassexperimenten erhöht man die Beweglichkeit der Atome und damit die Wahrscheinlichkeit, dass ein Atom einen energetisch günstigeren Platz besetzen kann. Dadurch wachsen die (111)-Körner auf Kosten von anders orientierten Körnern. Die Elektromigration prägt den Atomen eine Vorzugsrichtung für die Bewegung ein, ändert aber prinzipiell nichts

am diffusiven Transport. Auch in diesem Fall werden energetisch günstigere Körner von den sich bewegenden Atomrümpfen getroffen. Daher kommt es auch während der Elektromigration zu einem Wachstum der (111)-texturierten Körner.

Der Grund für das beobachtete Kornwachstum liegt mit hoher Wahrscheinlichkeit an der Temperatur der Leiterbahn. Diese ist nicht, wie es die Rechnungen in Kap. 4.1.2 annehmen, homogen über die Leiterbahn verteilt, sondern folgt einem gaußförmigen Profil [178,179], welches von der Wärmeleitung innerhalb der Leiterbahn und vom Substrat abhängt<sup>16</sup>. Daher ist die Temperatur in der Mitte einer Leiterbahn höher, als in den Bereichen nahe der Kontakte. Dieser Effekt wird durch die Verjüngung der Leiterbahn in Abb. 5.11 verstärkt. Bei einer mittleren Erwärmung um 100 °C ist es daher wahrscheinlich, dass die Temperatur in der Mitte einer Leiterbahn für ein signifikantes Kornwachstum ausreichend ist.

Damit stellt sich die Frage, warum bei dem in Kap. 5.1 exemplarisch behandelten Elektromigrationsexperiment *lokal* kein Kornwachstum beobachtet wurde. Dies wird im folgenden Kapitel untersucht.

### 5.2.2 Einfluss von (Kohlenstoff)-Verunreinigungen

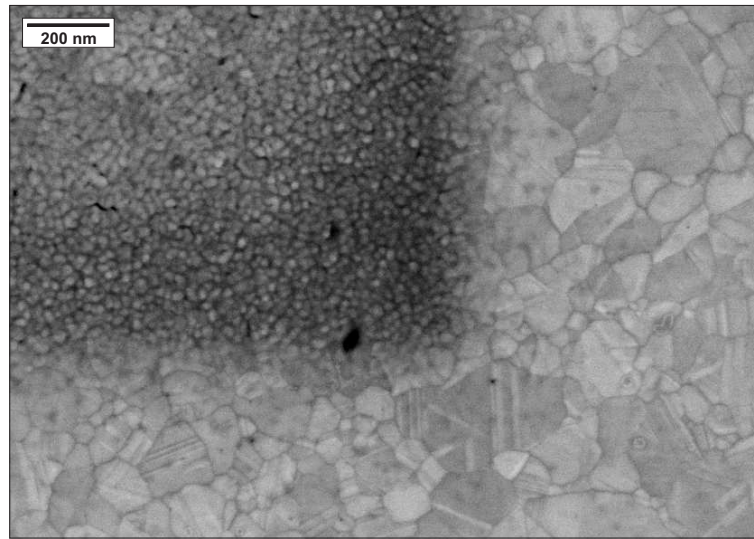
In Kap. 4.2 wurde der Einfluss des Elektronenstrahls auf die *in-situ* gewonnenen elektrischen Messdaten betrachtet. Neben dieser durch den Energieeintrag hervorgerufenen Beeinflussung der Widerstandsdaten kommt es weiterhin im REM (wie auch bei anderen elektronenoptischen Verfahren wie z. B. TEM) zu einer Kontamination der Proben aufgrund der Wechselwirkung des Elektronenstrahls mit dem Restgas. Dabei ist aus der Literatur bekannt, dass die Verunreinigungen hauptsächlich aus Kohlenstoff bestehen [170]. Dies konnte im Rahmen dieser Arbeit durch EDX-Untersuchungen bestätigt werden. Die sich stellende Frage ist nun, welchen Einfluss der Kohlenstoff auf die Elektromigrationsmessungen besitzt. Hierbei wird im folgenden zwischen dem Kornwachstum und der Lebensdauer unterschieden.

Um den Einfluss des Elektronenstrahls auf das Kornwachstum zu studieren, wurde eine geschlossene Goldschicht von 50 nm Dicke hergestellt und *in-situ* im REM bis zu einer Temperatur von 250 °C für einen Zeitraum von 30 Minuten angelassen. Vor dem Anlassvorgang wurde ein Teil der Schicht für zwei Minuten in einem vorgegebenen Bereich mit dem Elektronenstrahl bestrahlt. Der Druck im REM betrug ca.  $4 \cdot 10^{-6}$  mbar.

Abb. 5.12 zeigt den Übergangsbereich vom bestrahlten zum unbestrahlten Bereich der Goldschicht. Im oberen linken Teil des Bildes erkennt man mit dem dunkleren Kontrast

---

<sup>16</sup>Für einen Vergleich der Leiterbahnen in Bezug auf die Temperaturerhöhung ist die in dieser Arbeit durchgeführte Abschätzung ausreichend.



**Abb. 5.12:** Einfluss der durch den Elektronenstrahl hervorgerufenen Verunreinigungen auf das Kornwachstum. Der dunklere Bereich oben links wurde vor einem Anlassvorgang für zwei Minuten im REM dem Elektronenstrahl ausgesetzt. Während des *in-situ* Anlassvorgangs sind im wesentlichen nur die Körner im nicht bestrahlten Bereich gewachsen.

den bestrahlten Bereich, während der Rest der Aufnahme die vor der Aufnahme nicht dem Elektronenstrahl ausgesetzte Schicht zeigt. Man erkennt deutlich, dass die Körner im unbestrahlten Bereich wesentlich gewachsen sind, während die Körner im bestrahlten Bereich ihre ursprüngliche Größe beibehalten haben.

Ein mögliche Erklärung für dieses Verhalten liefert die Mischbarkeit von dem System Gold-Kohlenstoff. Da Kohlenstoff nur in Spuren in Gold mischbar ist [180], liegt die Vermutung nahe, dass der Kohlenstoff in die Korngrenzen segregiert und so die Diffusion der Goldatome behindert. Diese einfache Modellannahme kann die Verminderung des Kornwachstums erklären.

Während der *in-situ* REM Beobachtung von Elektromigrationseffekten kommt es unvermeidlich zu einer Kontamination mit Kohlenstoff. Dieser sorgt für ein vermindertes Kornwachstum. Weiterhin wurde bei vergleichenden Untersuchungen an identischen Leiterbahnen (Messungen *in-situ* und *ex-situ*) festgestellt, dass sich die Lebensdauer von kontaminierten Leiterbahnen signifikant erhöht. Für eine Untersuchung dieses Effekts wurden mehrere gleichartige Leiterbahnen hergestellt, von denen ein Teil gezielt für drei Minuten mit dem Elektronenstrahl bestrahlt wurde. Die anschließenden Elektromigrationsmessungen fanden *ex-situ* statt. Die Lebensdauer der vor dem Experiment im REM bestrahlten Leiterbahn war dabei um bis zu einem Faktor zehn größer als die von identischen, nicht bestrahlten Leiterbahnen.

Für die in dieser Arbeit dargestellten Ergebnisse ist der Einfluss der Kohlenstoffverunreinigungen allerdings *nicht* relevant. Sowohl das Porenwachstum als auch das Aus-

fallverhalten über schlitzförmige Poren wird durch den Kohlenstoff nicht beeinflusst, wie anhand der vergleichenden Experimente festgestellt wurde. Auch der Diffusionspfad sowie die Reversibilität (siehe nachfolgendes Kapitel) wird anscheinend nicht von den Kontaminationen beeinflusst. Soll in zukünftigen Arbeiten der Einfluss des Kornwachstums näher untersucht werden, ist darauf zu achten, dass im Vorfeld keine elektronenoptischen Verfahren zur Charakterisierung der Proben verwendet werden.

Technisch ist Kohlenstoff für eine Lebensdauerverlängerung nicht verwertbar, da es zu einer verminderten Haftung der metallischen Schichten während der Prozessierung eines IC's kommt [3]. Für den Einsatz in Kupfer-Metallisierungen werden daher andere Metalle wie z. B. Zinn [19] untersucht.

### 5.3 Reversible Elektromigration in Goldleiterbahnen

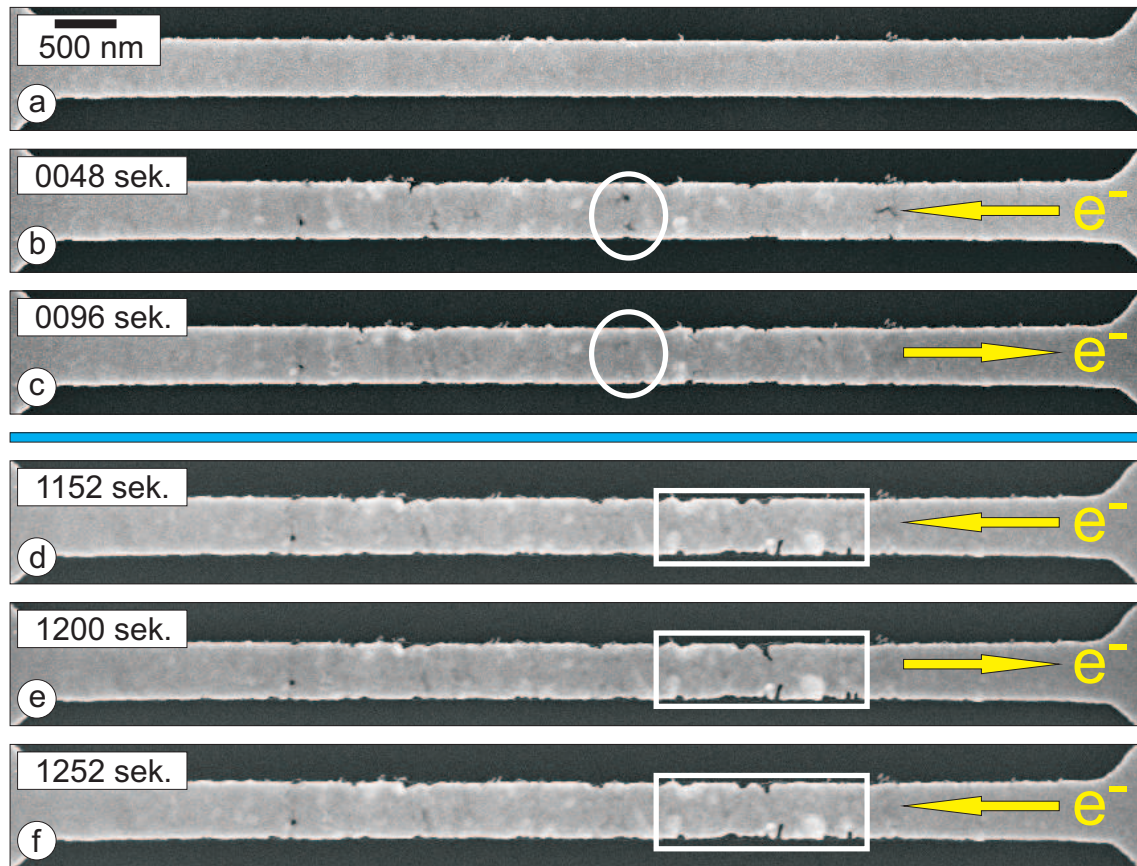
In diesem Unterkapitel werden Ergebnisse für Messungen zur Reversibilität der Elektromigration in Goldleiterbahnen vorgestellt. Neben den morphologischen Besonderheiten wird speziell auf das Widerstandsverhalten eingegangen. Bei den hier gezeigten Experimenten handelt es sich um Messungen, die mit konstantem Gleichstrom bzw. mit konstanter Gleichspannung durchgeführt wurden. Es handelt sich also *nicht* um die in der Theorie beschriebenen Messungen mit einem (sinusförmigen) Wechselstrom (siehe Kap. 2.7).

Bei den Untersuchungen zur reversiblen Elektromigration, die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurden, ist die Polarität in Zeitintervallen von einigen 10 bis zu einigen 100 Sekunden instantan gewechselt worden; daher kann man innerhalb dieser Intervalle von einem Gleichstromexperiment sprechen [17].

#### 5.3.1 Morphologische Änderungen innerhalb der Leiterbahnen

Im folgenden werden typische Beobachtungen bei reversibler Elektromigration in polykristallinen Goldleiterbahnen an einem Beispiel näher erläutert. Die in diesem Kapitel betrachtete Leiterbahn weist folgende Dimensionen auf: Länge  $l \simeq 10 \mu m$ , Breite  $b = 500 nm$  und Höhe  $h = 45 nm$ . Die Korngröße dieser Leiterbahn beträgt 20 nm. Angelegt wurde eine Stromstärke von  $I_{ein} = 25 mA$ , was zu einer Stromdichte von  $j = 1,12 \cdot 10^8 A/cm^2$  führt. Die Leiterbahn wurde auf einem voroxidierten Siliziumsubstrat präpariert, so dass es zu einer Erwärmung von  $\Delta T \simeq 180 ^\circ C$  beim erstmaligen Einschalten des Stroms gekommen ist. Die Polarität wurde in Intervallen von 50 Sekunden ohne Unterbrechung der Messung gewechselt. Gleichzeitig wurde eine permanente Videoaufnahme der Leiterbahn mit einer Aufnahmezeit von zwei Sekunden pro Bild angefertigt.



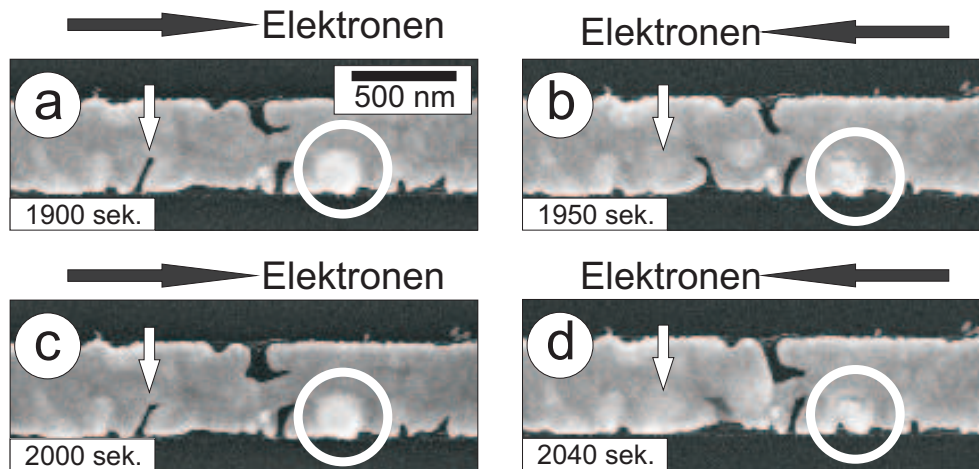


**Abb. 5.13:** Die REM-Aufnahmen zeigen eine polykristalline Goldleiterbahn zu verschiedenen Zeiten eines Experiments zur reversiblen Elektromigration. Das Teilbild a) zeigt die Leiterbahn zu Beginn des Experiments. Die Bilder b) bis f) wurden am Ende eines Intervalls von jeweils 50 Sekunden aufgenommen, in welchem die Elektronen aus der mit Pfeilen angegebenen Richtung geflossen sind.

Abb. 5.13 zeigt aus der Videoaufnahme extrahierte Einzelbilder, welche zu Beginn bzw. etwa zur Hälfte des Experiments entstanden sind. Teilbild a) zeigt die Leiterbahn vor Anlegen der konstanten Stromstärke von 25 mA. Die Zeitangabe in Sekunden bezieht sich auf den Beginn des Stromflusses. Die gelben Pfeile geben die Richtung der Elektronen an, wobei die Aufnahmen (b) - f)) jeweils am Ende eines Intervalls angefertigt wurden. Das weiße Rechteck in den Teilbildern d) bis f) kennzeichnet einen Bereich der Leiterbahn, der in Abb. 5.14 und Abb. 5.16 vergrößert dargestellt wird.

Während der *in-situ* Experimente zur reversiblen Elektromigration konnte das Verhalten von Poren- und Hügelbildung studiert werden. Dabei zeigten sich drei verschiedene Arten von morphologischen Änderungen innerhalb der Leiterbahnen, welche im folgenden anhand der Poren beschrieben werden:

1. Poren, welche sich einmalig öffnen und wieder schließen.
2. Poren, welche sich periodisch öffnen und schließen.



**Abb. 5.14:** Morphologische Details während der Endphase eines Experiments zur reversiblen Elektromigration. Die REM-Bilder wurden jeweils vor dem Wechsel der Polarität aufgenommen. Die angegebene Messzeit bezieht sich auf die Gesamtzeit der Dauer des Elektromigrationsexperiments.

### 3. Poren, welche ihre Form bzw. Größe in Abhängigkeit der Polarität verändern.

Poren, welcher sich einmalig geöffnet haben sind in Abb. 5.13 b) und c) zu erkennen (siehe weißer Kreis). Die in b) offenen Poren haben sich bei Umkehrung der Polarität geschlossen (siehe c)) und waren im weiteren Verlauf des Experimentes nicht mehr zu beobachten (Vergleiche Teilbild d)). Derartige Poren sind zu Beginn eines reversiblen Elektromigrationsexperiments häufiger zu beobachten. Nach mehrfachem Wechsel der Polarität findet man hingegen keine Poren der ersten Art mehr.

Poren mit einem reversiblen Verhalten sind in Abb. 5.13 in den Teilbildern d) bis f) zu erkennen. Innerhalb des weißen Rechtecks erkennt man sowohl an der Ober- als auch an der Unterseite der Leiterbahn Poren, welche sich periodisch öffnen und schließen. Der Bereich des weißen Rechtecks ist in Abb. 5.14 nach einer Gesamtdauer des Experiments von 1900 Sekunden für eine genauere Analyse vergrößert dargestellt.

Die Teilbilder a) bis d) in Abb. 5.14 zeigen den zuvor beschriebenen Ausschnitt der Leiterbahn aus Abb. 5.13 für die Zeit von 1900 Sekunden bis kurz vor dem Ausfall der Leiterbahn (Durchbruch der Leiterbahn nach 2042 Sekunden). Der weiße Pfeil markiert eine schlitzförmige Pore, welche sich mit Umkehrung der Polarität periodisch öffnet und schließt. Dabei behält die Pore im wesentlichen sowohl ihre Größe als auch Form innerhalb eines Zyklusses von zwei Polaritätswechseln bei (man vergleiche hierzu die Teilbilder von Abb. 5.14 a) und c) mit b) und d)).

Zwischen dem Pfeil und dem Kreis befinden sich einige Poren, welche ihre Form und Größe in Abhängigkeit der Polarität verändern, dabei aber kein vollständig reversibles Verhalten aufweisen. Bei der ersten Umkehrung der Polarität haben sich ihre Form und



Größe nur wenig verändert (vergleiche Teilbild a) und b)). Nach dem erneuten Wechsel der Polarität wuchsen sie dann über die ursprüngliche Größe hinaus an (vergleiche Teilbild b) und c)).

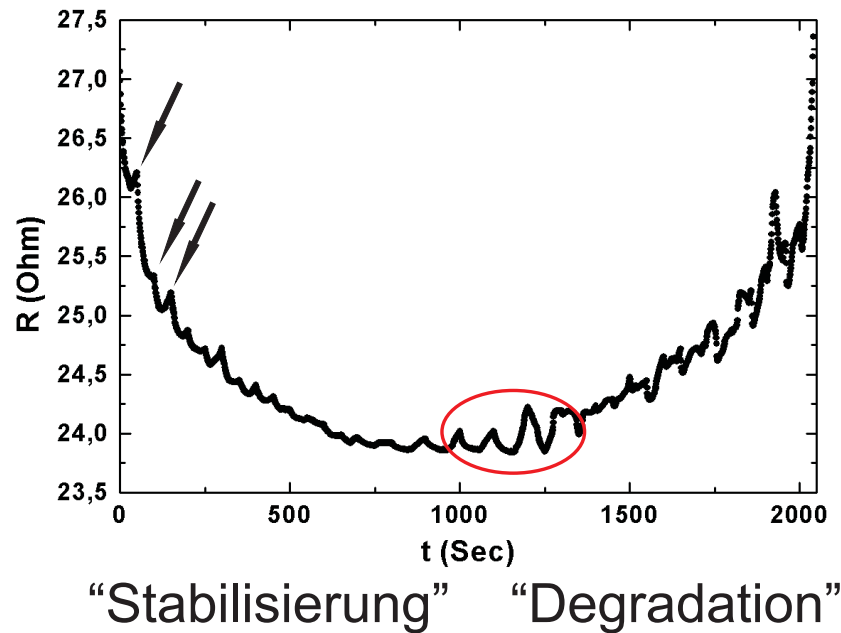
Weiterhin wurde bei den Experimenten zur reversiblen Elektromigration häufig ein Übergang von einem vollständig reversiblen Verhalten zu einem stetigen Anwachsen der Poren gefunden. Zunächst treten Poren auf, welche sich periodisch öffnen und schließen. Im weiteren Verlauf des Experiments wachsen diese Poren dann für eine Richtung stärker und zeigen kein reversibles Verhalten mehr. Interessant ist in diesem Zusammenhang, dass die gesamte Porenfläche der Leiterbahnen bei den Experimenten zur reversiblen Elektromigration ein ähnliches Verhalten zeigt, wie die Porenfläche bei Gleichstromexperimenten.

Neben den Poren ist in Abb. 5.14 mit dem weißen Kreis ein Hügel markiert. Auch der Hügel zeigt in Abhängigkeit der Polarität ein reversibles Verhalten. Vergleicht man die Teilbilder a) und b) erkennt man deutlich, dass sich der Hügel verkleinert hat. In Teilbild c) hat er nach dem nächsten Polaritätswechsel seine ursprüngliche Größe wieder angenommen. Dies zeigt, dass die oben geführte Diskussion nicht nur für Poren, sondern auch für Hügel gültig ist.

### 5.3.2 Widerstandsverhalten während der reversiblen Elektromigration

Die morphologischen Änderungen bei Umkehrung der Polarität zeigen eindrucksvoll, dass die Schädigungen, welche durch die Elektromigration hervorgerufen werden, in Teilen reversibel sind. Dennoch kommt es zu einem Ausfall der Leiterbahn aufgrund von irreversiblen Schädigungen. Für die in dieser Arbeit betrachteten Parameter zeigte sich eine Verlängerung der Lebensdauer um einen Faktor von mehr als zehn. Hierbei stellt sich die Frage, welchen Einfluss die morphologischen Änderungen auf den Widerstand der Leiterbahn besitzen. Bei den Gleichstromexperimenten wurde zu Beginn der jeweiligen Messung eine Widerstandsabnahme bei gleichzeitiger Erhöhung der Porenfläche gefunden. Dies ist, wie im folgenden gezeigt wird, auch bei den Messungen mit wechselnder Polarität der Fall.

Abb. 5.15 zeigt den Widerstandsverlauf der Leiterbahn aus Abb. 5.13. Global betrachtet erkennt man deutlich ein starkes Absinken des Widerstands zu Beginn des Experiments. Etwa nach der Hälfte des Experiments erreicht der Widerstand sein Minimum bei einem Wert, der ca. 10 % unter dem Anfangswert liegt. Anschließend beginnt der Widerstand anzusteigen bis die Leiterbahn nach 2042 Sekunden ausfällt. Der Ausfall der Leiterbahn erfolgt schließlich bei einem Widerstandswert, der überraschenderweise



**Abb. 5.15:** Zeitliche Entwicklung des Widerstandes der Leiterbahn aus Abb. 5.13. Neben dem Wechsel der Polarität alle 50 Sekunden (siehe die exemplarischen Pfeile) erkennt man bis ca. zur Hälfte des Experimentes eine wesentliche Abnahme des Widerstandes der Leiterbahn. Nach etwa der Hälfte der Lebensdauer steigt der Widerstand bis zum Ausfall an. Der rot umrandete Bereich wird in Abb. 5.16 detaillierter untersucht.

sehr genau mit dem Anfangswert des Widerstands übereinstimmt. Lokal betrachtet erkennt man den Wechsel der Polarität alle 50 Sekunden, wie es die exemplarischen Pfeile bei 50, 100 und 150 Sekunden in Abb. 5.15) andeuten.

Eine Abnahme des Widerstandes wurde bereits für die Gleichstrommessungen gefunden und mit Relaxationen innerhalb der Leiterbahn begründet. Die Größe der Widerstandsabnahme beträgt bei Gleichstromexperimente ca. 2 %. Durch die Umkehrung des Stromflusses werden diese Ausheileffekte verstärkt, so dass es zu einem größeren Absinken des Widerstandes kommt. Bei weiteren Polaritätswechseln nimmt dieser Effekt schließlich ab, bis der Widerstand der Leiterbahn ein Minimum erreicht. Die gesamte Widerstandsabnahme im Fall eines reversiblen Elektromigrationsexperimentes beträgt damit ca. 10 %.

In Abb. 5.16 ist der Bereich der Widerstandsabnahme mit dem Begriff Stabilisierung umschrieben. Das Minimum des Widerstands wird hier zeitlich etwa zur Hälfte der Lebensdauer der Leiterbahn erreicht. Da aufgrund der begrenzten Messzeit nur wenige Experimente dieser Art durchgeführt worden sind, ist diese Aussage statistisch nicht belastbar. Das in Abb. 5.16 beobachtete Widerstandsverhalten wurde jedoch mehrfach beobachtet. Nach dem Minimum beginnt die Phase der Degradation und der Widerstand nimmt aufgrund des weiteren Porenwachstums zu, wobei auch innerhalb eines Intervalls stärkere Änderungen im Widerstand beobachtet werden. Inwieweit sich die elektrischen

Messdaten dabei mit einzelnen Poren verknüpfen lassen, wird im folgenden Unterkapitel behandelt.

Bei einer weiteren Messung an einer anderen, vergleichbaren Leiterbahn wurde zunächst wie im oben beschriebenen Beispiel verfahren. Bei Erreichen des Widerstandsminimums wurde dann auf eine Gleichstrommessung umgeschaltet. Auch hier fand der Ausfall der Leiterbahn nach der zweifachen Zeit des Widerstandsminimums statt. Überraschenderweise war also für die Lebensdauer der Leiterbahn keine Änderung gegenüber dem Fall mit wechselnder Polarität festzustellen.

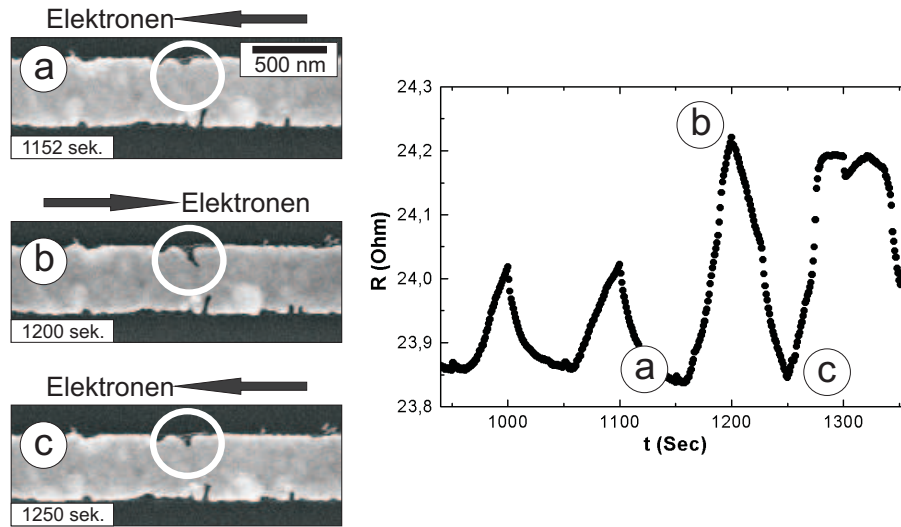
Der Grund für die Form der Widerstandskurve ist bislang nicht zufriedenstellend geklärt. Die Abnahme zu Beginn bis etwa zur Hälfte der Lebensdauer der Leiterbahn ist wahrscheinlich - wie bereits erwähnt - auf die gleichen Mechanismen zurückzuführen, die in Kap. 5.1 für den Gleichstromfall behandelt wurden. Durch die Umkehrung der Polarität wird das zuvor geschilderte Ausheilverhalten verstärkt, so dass der Widerstand um bis zu zehn Prozent gegenüber dem Ausgangswiderstand abnimmt. Das beobachtete Minimum stellt sich ein, sobald kein signifikantes Ausheilen der Leiterbahn mehr stattfindet; anschließend überwiegt das Porenwachstum und der Widerstand steigt bis zum Ausfall der Leiterbahn an. Im gesamten Verlauf des Experiments kommt es dabei zu lokalen Maxima und Minima aufgrund der Umkehrung der Polarität.

### 5.3.3 Verknüpfung der morphologischen und elektrischen Messdaten

Wie bei den Gleichstrommessungen lassen sich die elektrischen Messdaten mit den REM-Aufnahmen verknüpfen. Abb. 5.16 zeigt Details sowohl der morphologischen Änderungen (links im Bild; der dargestellte Bereich entspricht dem weißen Rechteck in Abb. 5.13) als auch der Widerstandsänderungen (rechts im Bild; der dargestellte Bereich entspricht dem roten Oval in Abb. 5.15) der zuvor betrachteten Leiterbahn.

Bei den REM-Aufnahmen in Abb. 5.16 erkennt man eine schlitzförmige Pore, welche sich periodisch öffnet und schließt, ohne dabei ihre Form wesentlich zu ändern. Der Einfluss dieser Pore ist in den Widerstandsdaten deutlich zu erkennen. Während in Teilbild a) die Pore geschlossen ist, nimmt der Widerstand ein lokales Minimum ein. Durch den Wechsel der Polarität öffnet sich die Pore und der Widerstand steigt um ca.  $0,3 \Omega$  an (Teilbild b), wovon  $0,3 \Omega$  auf den morphologischen Beitrag der Pore zurückzuführen sind. Bei dem erneuten Polaritätswechsel wird annähernd die Ausgangssituation mit der geschlossenen Pore wiederhergestellt und der Widerstand nimmt annähernd den Ausgangswert an (Teilbild c)).

Wie eine genaue Rechnung anhand der morphologischen Daten der Leiterbahn zeigt, ist die Widerstandsänderung nicht alleine auf die in diesem Ausschnitt gezeigten Po-



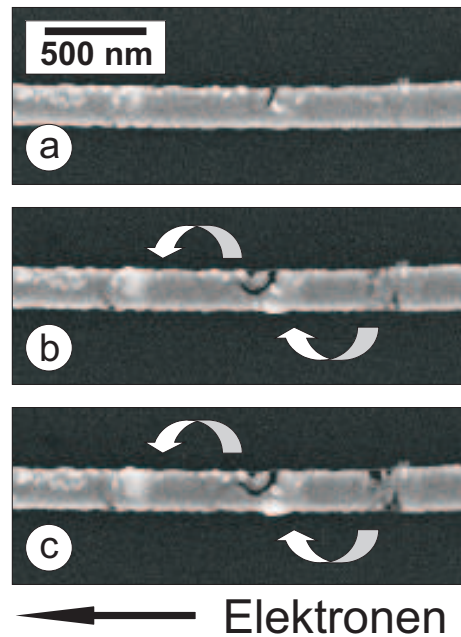
**Abb. 5.16:** Details der morphologischen Änderungen und der Widerstandsdaten aus den Abb. 5.13 und 5.15. Die REM-Aufnahmen a) bis c) entstanden zu der Zeit der im rechten Teil gezeigten Widerstandsminima und -maxima a) bis c).

ren zurückzuführen. Dies ist auch nicht zu erwarten, da willkürlich die sich am stärksten ändernde Pore für diese Betrachtung herausgegriffen wurde. Dennoch zeigt dieses Beispiel, dass sich Änderungen der Widerstandsdaten auch für die Experimente mit wechselnder Polarität eindeutig bestimmten Poren zuordnen lassen.

## 5.4 Bestimmung einer alternativen Blechlänge

Wie in Kapitel 2.5 bereits beschrieben, kommt es erst beim Überschreiten des kritischen Produkts aus Stromdichte und Leiterbahnlänge (siehe Gl. 4) zum Auftreten von Elektromigrationsschädigungen für eine Leiterbahn gegebener Länge. Der Grund liegt im Überschreiten einer mechanischen Grenzspannung, unterhalb derer keine Schädigungen auftreten. Dieser Zusammenhang wird z. B. im (eindimensionalen) Korhonen-Modell beschrieben [117]. Für gleichartige Leiterbahnen liefert die Grenzspannung Anhaltspunkte über die Resistenz gegenüber Elektromigrationsschädigungen. Je höher das kritische Produkt ist, umso resistenter ist eine Leiterbahn gegen Schädigungen. Für die vorliegenden Untersuchungen gestattet das kritische Produkt einen Vergleich der untersuchten Goldleiterbahnen im Hinblick auf die verschiedenen (Herstellungs-) Parameter. Im Rahmen dieser Arbeit wurden keine mechanischen Spannungen innerhalb der Leiterbahnen bestimmt. Auch wurde die effektive Valenz nicht bestimmt. Daher ist das kritische Produkt aus diesen elementaren Größen für die Goldleiterbahnen nicht zu berechnen.

Zur Bestimmung des kritischen Produkts wird daher die Blechlänge benötigt. Während sich bei den in der Literatur vorgestellten Messungen (vgl. Kap. 2.5) die



**Abb. 5.17:** REM-Aufnahmen einer polykristallinen Goldleiterbahn. Die Pfeile kennzeichnen den Materialtransport während des Experiments. Während sich die Poren vergrößert haben, sind gleichzeitig die Hügel gewachsen. Damit ist eine eindeutige Zuordnung des Materialtransports zwischen Poren und Hügeln möglich.

Blechlänge direkt über die Länge der verwendeten Leiterbahnstücke bestimmen lässt, ist dies bei der in dieser Arbeit verwendeten Messkonfiguration mit kontaktierten Leiterbahnen nicht möglich. Dennoch konnte bei den untersuchten Leiterbahnen (genauer: Bei den *in-situ* Elektromigrationsmessungen an einzelnen Leiterbahnen) der Abstand von Poren und Hügeln bestimmt werden. Dieser wird zur Bestimmung einer alternativen Blechlänge herangezogen.

Abb. 5.17 zeigt *in-situ* REM-Aufnahmen einer 500 nm breiten Goldleiterbahn. Die Stromstärke innerhalb der Leiterbahn betrug  $1,7 \cdot 10^8 \text{ A/cm}^2$  und war damit typisch für die in dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen. Die in der zugehörigen Videoaufnahme erkennbare gleichzeitige Bildung der Poren und Hügel erlaubt eine eindeutige Zuordnung des Materialtransports (siehe Pfeile) zwischen den beteiligten Poren und Hügeln. Der (mittlere) Abstand der Poren und Hügel in Abb. 5.17 beträgt 590 nm.

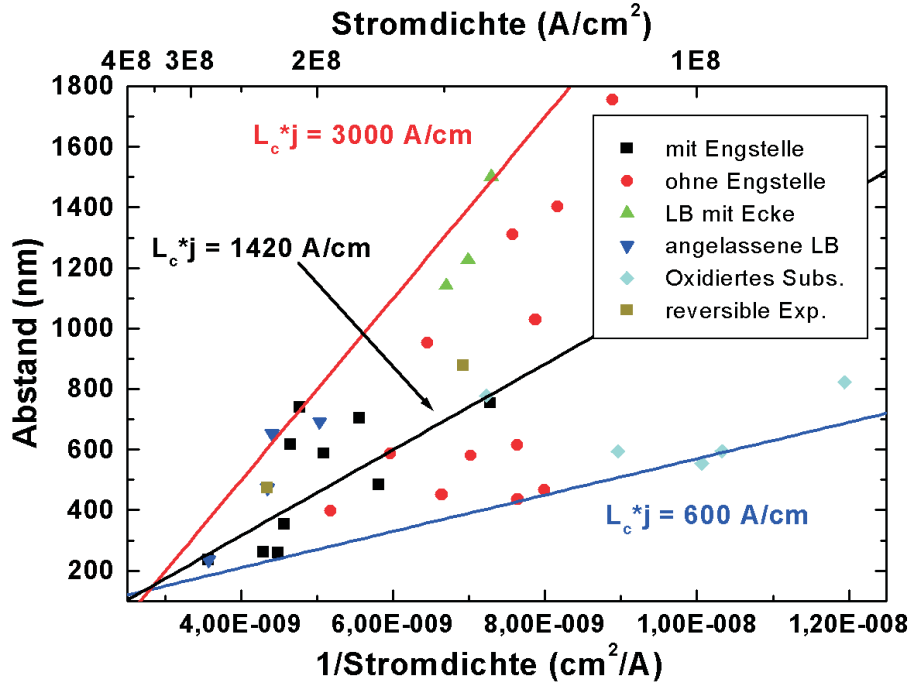
Im folgenden wird der Abstand solcher eindeutigen Pore-Hügel Paare als eine der Blechlänge äquivalente Größe betrachtet. Auch für den Fall, dass die Elektromigrationsexperimente nicht *in-situ* durchgeführt wurden, kann man bei Vorhandensein nur eines Pore-Hügel Paares eine solche alternative Blechlänge bestimmen. Mittels einer Auftragung der so bestimmten Abstände über der Stromdichte lässt sich anschließend das kritische Produkt bestimmen.

Abbildung 5.18 zeigt die Auftragung der Pore-Hügel Abstände für 34 verschiedene Goldleiterbahnen über der inversen Stromdichte. Die Leiterbahnen wurden einzeln in *in-situ* REM-Experimenten gemessen, so dass eine direkte Beobachtung der gleichzeitigen Bildung von Poren und Hügeln möglich war. Untersucht wurden sechs verschiedene Konfigurationen, die sich hinsichtlich der Geometrie oder der Vorbehandlung unterscheiden:

1. Leiterbahnen mit Engstelle. Die Stromdichte bezieht sich auf die Stromdichte in der Engstelle, da es hier zu dem elektrischen Durchbruch kommt (Symbol: schwarzes Quadrat).
2. Leiterbahnen ohne Engstelle (Symbol: roter Kreis).
3. Leiterbahnen mit "Ecke". Hierbei handelt es sich um  $1\ \mu\text{m}$  breite Leiterbahnen, die einen  $90^\circ$ -Knick aufweisen. Die Länge der Teilstücke beträgt  $5\ \mu\text{m}$  (Symbol: grünes Dreieck, Spitze oben).
4. Angelassene Leiterbahnen. Vor den Elektromigrationsexperimenten wurde diese Leiterbahn bei Temperaturen größer oder gleich  $300\ ^\circ\text{C}$  für mindestens 10 Minuten angelassen. Hierdurch ergibt sich eine mehr als zehnfach erhöhte Korngröße und eine wesentlich erhöhte Elektromigrationsresistenz (Symbol: dunkelblaues Dreieck, Spitze nach unten).
5. Leiterbahnen auf oxidierten Substraten. Verwendet wurden gerade Leiterbahnen auf Siliziumsubstraten, welche eine  $50\ \text{nm}$  dicke Oxidschicht besitzen. Hierdurch kommt es zu einer verstärkten Joule'schen Erwärmung der Leiterbahnen (Symbol: hellblaue Raute).
6. Reversible Elektromigration. Verwendet wurden gerade Leiterbahnen, bei denen während des *in-situ* Experimentes die Polarität in vorgegebenen Intervallen gewechselt wurde (Symbol: olivfarbenes Quadrat).

In Abb. 5.18 eingetragen ist weiterhin der obere und untere Grenzwert sowie ein Mittelwert über alle Messungen für das kritische Produkt aus der Stromdichte und dem Abstand der Pore-Hügel Paare. In Einzelfällen handelt es sich bei den Messwerten um Mittelwerte aus mehreren Pore-Hügel Paaren.

Berücksichtigt man die Besonderheiten bei den verschiedenen Leiterbahnen, lassen sich einige Trends erkennen. Bei den Leiterbahnen, die auf voroxidierten Substraten präpariert wurden, besitzt das kritische Produkt einen Wert, der bei etwas über



**Abb. 5.18:** Auftragung von Pore-Hügel Abständen für 34 verschiedene Goldleiterbahnen über der inversen Stromdichte. Man erkennt, dass mit zunehmender Stromdichte der Abstand zwischen Poren und Hügel abnimmt. Die in dieser Abbildung aufgetragenen Abstände wurden an sechs verschiedenen Leiterbahnkonfigurationen gemessen.

600 A/cm liegt und damit recht gering ist<sup>17</sup>. Dies ist wahrscheinlich auf die - im Vergleich zu den Leiterbahnen auf nicht voroxidierten Substraten - erhöhte Temperatur zurückzuführen. Die Temperatur war bei gleicher Stromdichte und vergleichbaren Dimensionen der Leiterbahnen um ca. 100 K erhöht. Bei den Leiterbahnen ohne Engstelle ist kein eindeutiges Verhalten feststellbar; hier streuen die Werte beträchtlich, wobei als Obergrenze für das kritische Produkt ein Wert um 3000 A/cm als realistisch angenommen werden kann. Bei den Leiterbahnen mit Engstelle fällt generell auf, dass die Abstände der Pore-Hügel Paare kleiner sind und die Stromdichten höhere Werte annehmen. Dies ist zu erwarten, da in der Engstelle entsprechend höhere Werte für die Stromdichte herrschen. Im Vergleich zu den Leiterbahnen ohne Engstelle ist keine Veränderung im kritischen Produkt zu beobachten, da die Herstellung der Leiterbahnen und die Geometrie innerhalb der Engstelle identisch ist mit der einer Leiterbahn ohne Engstelle.

Sowohl bei den angelassenen Leiterbahnen, als auch bei den Leiterbahnen welche einen 90°-Knick bei gleicher Länge von 10  $\mu\text{m}$  besitzen, ergibt sich ein hohes kriti-

<sup>17</sup>Besitzt das kritische Produkt einen geringen Wert, bedeutet dies, dass der Abstand der Pore-Hügel Paare nicht sehr stark von der anliegenden Stromstärke bzw. -dichte abhängt. Dabei erlaubt das kritische Produkt bei identischen Leiterbahnen und gleicher Messkonfiguration die Berechnung von Pore-Hügel Abständen für unterschiedliche Stromstärken.



ches Produkt im Bereich von ca. 3000  $A/cm$ . Hier führen geringere Änderungen der Stromdichte zu großen Änderungen der zu beobachtenden Pore-Hügel Abstände. Eine Besonderheit stellen Leiterbahnen dar, welche mit wechselnden Stromrichtungen belastet wurden (diese werden in Kap. 5.3 ausführlich behandelt). Auch bei ihnen lassen sich Pore-Hügel Abstände bestimmen und führen bei Auswertung der vorhandenen Messwerte auf ein kritisches Produkt von 1570  $A/cm$ .

Am Konvergenzpunkt der beiden als Abschätzung dienenden Geraden für die Ober- und Untergrenze des kritischen Produkts erhält man einen Wert für die Pore-Hügel Abstände von  $\simeq 140\text{ nm}$  sowie einen Wert für die Stromdichte von  $j = 2,8 \cdot 10^8 A/cm^2$ . Diese Werte lassen sich experimentell nicht erreichen, da typische polykristalline Goldleiterbahnen bei einer derart hohen Stromdichte aufschmelzen würden (vgl. hierzu Abb. 4.3). Bereits Stromdichten von ca.  $2,5 \cdot 10^8 A/cm^2$  werden nur bei Leiterbahnen mit Engstelle oder bei angelassenen Leiterbahnen erreicht, da hier die Wärmeableitung groß genug ist, um die Temperatur der Leiterbahn zu stabilisieren. Weiterhin ist zu beachten, dass sich die dargestellte Konvergenz nur dadurch ergibt, dass man die als Ober- und Untergrenze dienenden Geraden miteinander in Beziehung setzt. Für eine gegebene Leiterbahn, bzw. für *exakt* gleiche Leiterbahnen ergibt sich nur eine Gerade mit einer wohl definierten Steigung. Diese Gerade besitzt einen über die Stromdichte und die daraus resultierende Erwärmung bestimmten Anfangspunkt, so dass sich ein minimaler Abstand für die Pore-Hügel Paare ergeben sollte.

Zusammenfassend nimmt der Abstand zwischen Poren und Hügeln mit zunehmender Stromdichte ab. Dies ist direkt vergleichbar mit einem "echten" Blech-Experiment, bei dem die kritische Länge linear mit der Stromdichte abnimmt. Weiterhin wird die Streuung der Messwerte mit zunehmender Stromdichte geringer. In Abb. 5.18 sind zwei verschiedene Werte für das kritische Produkt eingetragen, die eine Abschätzung anhand aller hier aufgetragenen Pore-Hügel Abstände darstellen. Entsprechend Abb. 5.18 besitzt das kritische Produkt Werte von  $600 A/cm < L_c j < 3000 A/cm$ . Weiterhin eingezeichnet ist der Mittelwert über alle Leiterbahnen mit  $L_c j = 1420 A/cm$ . Dabei ist zu beachten, dass das kritische Produkt der Steigung der Ausgleichsgeraden entspricht und daher Leiterbahnen mit unterschiedlicher Vorgeschichte und Prozessierung miteinander verglichen werden.

In der Literatur beschriebene Messungen zum kritischen Produkt berichten von Werten des kritischen Produkts für Aluminiummetallisierungen von 500  $A/cm$  bis 2000  $A/cm$  [128,181], die an klassischen Blech-Strukturen gemessen wurden. Gleichzeitig wird darauf hingewiesen, dass das kritische Produkt sehr stark von der Vorgeschichte der untersuchten Leiterbahnen abhängt. Auch von der angewandten Untersuchungsmethode wird das kritische Produkt wesentlich beeinflusst.

Die in dieser Arbeit gefundenen Werte zeigen damit eine gute Übereinstimmung mit den Literaturwerten für metallische Leiterbahnen. Dies zeigt, dass für die experimentelle Bestimmung des kritischen Produktes nicht notwendigerweise aufwändig zu präparierende Blech-Strukturen hergestellt werden müssen.

## 5.5 Abschließende Diskussion: Polykristalline Goldleiterbahnen

Bei den Untersuchungen zur Elektromigration in polykristallinen Goldleiterbahnen konnten gegenüber alten Arbeiten weitere Fortschritte erzielt werden. Durch die erhöhte Auflösung der *in-situ* Messungen konnte gezeigt werden, dass das Elektromigrationsverhalten dem bislang beschriebenen Verhalten für polykristalline (Aluminium-) Leiterbahnen folgt. Hierbei ist in der vorliegenden Arbeit die Korngröße geringer als in vielen vorangegangenen Arbeiten. In Bezug auf die Morphologie der Porenbildung konnten Ergebnisse aus theoretischen Arbeiten validiert werden.

Da die Leiterbahnen im Verhältnis zur Korngröße um mindestens einen Faktor fünf breiter waren, wurde kein Einfluss der Leiterbahnbreite auf die Elektromigration festgestellt. Aufgrund des kolumnaren Wachstums der Körner wurde weiterhin kein wesentlicher Einfluss der Schichtdicke auf das Elektromigrationsverhalten festgestellt. Die vorgegebenen Engstellen innerhalb der Leiterbahnen haben *nicht* zu zusätzlichen Flussdivergenzen, und damit nicht zu einem geänderten Elektromigrationsverhalten geführt. Dies zeigt, dass das Phänomen der Elektromigration für die hier untersuchten polykristallinen Leiterbahnen wesentlich stärker von der Mikrostruktur (Korngröße und Anordnung der Körner, bzw. der Korngrenzen) abhängig ist, als von geometrischen Faktoren. Auch der Einfluss von Richtungswechseln, welche neben Engstellen zu dem in der Literatur beschriebenen "current crowding" [19,122] führen können, hatte keinen Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten.

Während die Porenbildung zunächst zu großflächigen Poren führt, ist das Ausfallverhalten von schlitzförmigen Poren dominiert. Erste theoretische Berechnungen zum schlitzförmigen Ausfallverhalten wurden bereits im Jahre 1973 von Sigsbee [182] durchgeführt und die Ergebnisse wurden mit experimentellen Befunden verglichen. Die Poren breiten sich dabei senkrecht zur Stromrichtung aus und führen damit zum elektrischen Ausfall der Leiterbahn [34]. Dies wurde in weiteren theoretischen Arbeiten von Pennetta et al. [92,183] mit einem "residual resistor network" berechnet. In diesem Modell führt der Ausfall eines Ersatzwiderstandes zu einer Erhöhung der Belastung der benachbarten Widerstände. Dadurch kommt es auch hier statistisch gesehen verstärkt zu Ausfällen, so dass sich, senkrecht zur Stromrichtung eine Reihe von benachbarten, ausgefallenen Er-

satzwiderständen ergeben, die schließlich zum Ausfall der gesamten Leiterbahn führen. Dies entspricht in realen Leiterbahnen den schlitzförmigen Poren senkrecht zur Stromrichtung. Ein ähnliches Verhalten wurde von Suo et al. [95,184] für einkristalline Materialien vorhergesagt.

Die Position der kritischen Poren ist dabei für eine Leiterbahn ohne Einbuchtung im Vorfeld nicht vorhersagbar. So wird beobachtet, dass das Wachstum einzelner, zunächst schnell wachsender Poren abrupt aufhört. Dies liegt möglicherweise an Körnern, welche gegenüber der Elektromigrationsschädigung aufgrund ihrer kristallographischen Orientierung resistenter sind [114]. Bei Leiterbahnen mit Einbuchtung bildeten sich die schlitzförmigen Poren bevorzugt an der *lokalen* Kathode. Dies ist zu erwarten, da die Stromdichte außerhalb des Bereichs der Engstelle um typischerweise einen Faktor zwei geringer ist, und dementsprechend eine Elektromigrationsschädigung (nach einer einfachen Abschätzung über die Black-Gleichung unter Verwendung eines Stromdichteexponenten von zwei) vierfach langsamer verlaufen sollte.

In Bezug auf die Entwicklung der Porenfläche konnte gezeigt werden, dass die Gesamtfläche der Poren in den polykristallinen Leiterbahnen bei Gleichstrommessungen im wesentlichen linear mit der Zeit zunimmt. Dabei hängt sie im Detail aber auch von der Entwicklung einzelner Poren ab. In der Literatur [32] wurde bereits ausführlich das lineare Wachstum der Porenfläche einzelner Poren beschrieben. Die dort gemachte Annahme eines konstanten Masseflusses führt dabei automatisch zu einem linearen Zuwachs der Porenfläche. Für die polykristallinen Leiterbahnen ist ein linearer Anstieg der *gesamten* Porenfläche zunächst unerwartet: Trotz des statistischen Verhaltens *einzelner* Poren (Stopp des Wachstums oder sogar eine Verringerung der Fläche) findet insgesamt ein lineares Wachstum der Fläche statt. Der in vielen Experimenten innerhalb dieser Arbeit berechnete lineare Zuwachs der Porenfläche deutet damit auf einen insgesamt konstanten Massefluss während eines Elektromigrationsexperimentes hin. In dieser Arbeit wurde weiterhin beobachtet, dass die Gesamtfläche der Poren bei ca. 2 % bis maximal 4 % der Leiterbahnfläche liegt. Ausgegangen wird dabei von einem kolumnaren Wachstum der Körner sowie Porenbildung über die gesamte Höhe der Leiterbahnen, so dass die Gesamtfläche dem Gesamtporenvolumen proportional ist [132]. Dies zeigt, dass eine im Bezug zur Fläche der Leiterbahn geringe Schädigung ausreichend für den elektrischen Ausfall der Leiterbahn ist.

Die REM-Aufnahmen zeigen deutlich, dass die Bildung der Poren aufgrund der geringeren Aktivierungsenergie auf die Tripelpunkte und Korngrenzen innerhalb der Leiterbahnen beschränkt bleibt. Neben der geringeren Aktivierungsenergie kommt es in Korngrenzen auch zu einer vermehrten Streuung der Leitungselektronen, da die Anzahl der Störstellen wesentlich erhöht ist. Von Zhang et al. [185] wurde (aufbauend auf

dem Modell von Mayadas und Shatzkes [186]) nachgewiesen, dass sich die elektrische Leitfähigkeit in polykristallinen Nanoleiterbahnen aufgrund einer verstärkten Streuung innerhalb der Korngrenzen verringert. Untersuchungen hierzu sind in der Literatur für sub-100 nm Leiterbahnen aus Kupfer oder Gold zu finden. [187–189]. Die verstärkte Streuung der Leitungselektronen erklärt die bevorzugte Bildung von Poren innerhalb von Korngrenzen.

Bei den Untersuchungen an den polykristallinen Leiterbahnen wurde weiterhin ein ausgeprägtes Ausheilverhalten beobachtet, welches sich in einer Abnahme des Widerstandes nach der Thermalisierung zu Beginn der Elektromigrationsmessungen bemerkbar macht und bereits in der Literatur beschrieben wurde [174]. Zur Demonstration dieses Ausheilverhaltens wurde eine Leiterbahn gezielt mit einer Stromstärke belastet, welche über einen Zeitraum von Stunden *nicht* zu sichtbaren Elektromigrationsschädigungen führt. Für sechs aufeinander folgende Messungen mit gleicher Stromstärke wurde die Änderung des Widerstandes  $R(0)$  sowie die Temperaturerhöhung berechnet. Während der Widerstand  $R(0)$  annähernd konstant geblieben ist, hat sich die Temperaturerhöhung um ca. 10 % abgeschwächt. Als Erklärung kommt eine Änderung des linearen Temperaturkoeffizienten aufgrund der Elektromigration in Frage [24]. Die bislang in der Literatur angegebenen Änderungen des linearen Temperaturkoeffizienten liegen allerdings nur in einer Größenordnung von einem Prozent und können damit den hier beobachteten Effekt nicht erklären. Der Zusammenhang des Ausheilverhaltens und der Temperaturerhöhung sollte daher in nachfolgenden Arbeiten detaillierter untersucht werden.

Neben der Untersuchung der Elektromigrationseffekte in den Goldleiterbahnen wurde auch detailliert der Einfluss der *in-situ* Messungen auf das Widerstands- und das Elektromigrationsverhalten hin untersucht. So konnte eindeutig der Einfluss des Elektronenstrahls auf den Widerstand mit Hilfe von periodischen Widerstandsänderungen der Leiterbahnen korrekt zugeordnet werden [169]. Qualitativ wird gezeigt, dass eine zusätzliche Wärmeentwicklung aufgrund der Wechselwirkung des Elektronenstrahls mit der Leiterbahn und dem Substrat zu beobachten ist. Dies ist bedeutsam für alle elektronenoptischen *in-situ* Untersuchungen des elektrischen Widerstands, da eine Beeinflussung der Messergebnisse durch den Elektronenstrahl berücksichtigt werden muss.

Abgesehen von diesem direkten Effekt des Elektronenstrahls, welcher Einfluss auf die *in-situ* Bestimmung des Widerstandes nimmt, kommt es weiterhin zu einer Kontamination der Leiterbahnen mit Kohlenstoff. Dies ist vor allem für die in dieser Arbeit hauptsächlich untersuchten polykristallinen Leiterbahnen von Bedeutung, da der Kohlenstoff Einfluss auf die morphologischen Änderungen innerhalb der Leiterbahnen nimmt. So wird durch den Kohlenstoff ein Kornwachstum (im wesentlichen hervorgerufen durch die erhöhte Temperatur der Leiterbahnen aufgrund Joul'scher Wärme) stark

beeinträchtigt. Eine Quantifizierung dieses Effektes ist extrem schwierig, da die Depositionsrates von vielen Faktoren abhängig ist (Arbeitsdruck des Elektronenmikroskops, Vorbehandlung der Probe und des Substrats, Vorhandensein von Lackresten, Bestrahlungsdauer), die insgesamt dafür sorgen, dass der Effekt nicht reproduzierbar ist. Qualitativ kommt es aufgrund des Kohlenstoffs zu einem geringeren Ausheilverhalten und Kornwachstum und damit verbunden zu einer geringeren Widerstandsabnahme zu Beginn der Messungen.

Trotz des Kohlenstoffeinflusses kommt es in den Leiterbahnen zu dem oben beschriebenen Ausheilverhalten zu Beginn der Elektromigrationsmessungen. Neben einem anfänglich starken Ansteigen des Widerstands aufgrund der Joule'schen Erwärmung der Leiterbahnen nimmt der Widerstand (bei nicht zu hohen Stromstärken) nach der Thermalisierung wieder ab. Dies deutet auf die Bildung von leitfähigen Pfaden innerhalb der Leiterbahnen hin, die vermutlich dafür sorgen, dass die einzelnen Körner elektrisch besser miteinander verbunden sind. Dieser Effekt ist besonders eindrucksvoll bei der "reversiblen" Elektromigration zu beobachten, wo Widerstandsabnahmen bis zu 10 % des Gesamtwiderstandes der Leiterbahn gemessen werden konnten. Die Widerstandsabnahme ist umso erstaunlicher, da gleichzeitig die Porenfläche während dieser Experimente kontinuierlich zunahm. Dies zeigt, dass einzelne Poren nur bedingt Einfluss auf das Widerstandsverhalten einer Leiterbahn besitzen.

## 6. Ergebnisse und Diskussion: Silberdrähte

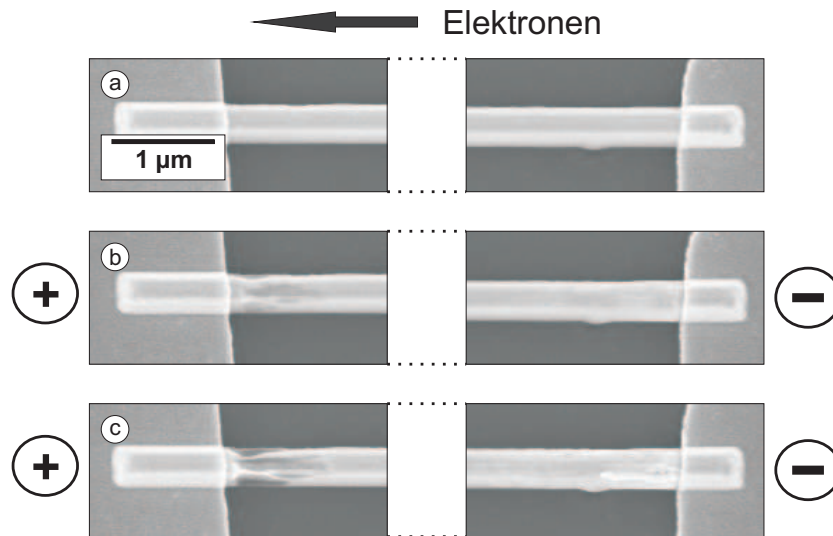
Aufgrund der Möglichkeit, im Rahmen einer Kooperation innerhalb des Sonderforschungsbereichs 616 selbstorganisierte, einkristalline Silberdrähte auf Siliziumsubstraten herzustellen, konnten in dieser Arbeit *erstmalig* Elektromigrationsmessungen an diesem speziellen System durchgeführt werden. In Kap. 6.1 werden die wesentlichen Beobachtungen des Elektromigrationsverhaltens, welches in den Silberdrähten auftritt, behandelt. Die Richtung des Materialflusses wird in Kap. 6.2 untersucht. In Kap. 6.3 wird der Einfluss von Fremdatomen betrachtet. Auch die einkristallinen Silberdrähte zeigen ein reversibles Verhalten, wie in Kap. 6.4 dargestellt wird. Vor der abschließenden Diskussion wird in Kap. 6.5 der Diffusionspfad anhand von zusätzlichen Spannungsabgriffen sowie von Kohlenstoffablagerungen untersucht.

### 6.1 Elektromigration in einkristallinen Silberdrähten

Bei den in dieser Arbeit bisher vorgestellten Untersuchungen wurde das Elektromigrationsverhalten von polykristallinen Leiterbahnen studiert. Innerhalb dieser Leiterbahnen stellen die Korngrenzen schnelle Diffusionspfade dar und sind wegen der Vielzahl an Flussdivergenzen mitbestimmend für das Elektromigrationsverhalten. Man beobachtet einen Ausfall der Leiterbahnen aufgrund von Porenwachstum, welches an Korngrenzen lokalisiert ist. Daher stellt sich die Frage nach dem Elektromigrationsverhalten von Systemen, in denen keine Korngrenzen vorhanden sind. Dies ist in einkristallinen Leiterbahnen der Fall.

In der Literatur wurden bislang Untersuchungen an einkristallinen Systemen vorgenommen, welche auf Kochsalzsubstraten verschiedener Orientierung gewachsen sind [114]. Die Leiterbahnen wurden nach der Herstellung durch einen Transferprozess auf ein für die Untersuchungen geeignetes Substrat übertragen. Weiterhin wurden einkristalline Drähte aus epitaktischen Schichten mittels reaktivem Ionenätzen präpariert und untersucht [14]. Bei diesen Untersuchungen wurde üblicherweise eine erhöhte Lebensdauer der Leiterbahnen bestimmt. Der Ausfall erfolgte über sehr schmale, schlitzförmige Poren und war vielfach an oder in der Kathode lokalisiert, d. h. die Bewegungsrichtung der Atome ist, wie man es für metallische Leiterbahnen erwartet, in Richtung des Elektronenflusses.

Die in dieser Arbeit betrachteten, einkristallinen Silberdrähte unterscheiden sich wesentlich von den bislang aus der Literatur bekannten Systemen. Aufgrund des in Kap. 3.4 beschriebenen Herstellungsprozesses sind die Drähte hochrein. Dies wird durch ein gegenüber polykristallinen Leiterbahnen hohes Restwiderstandsverhältnis von  $\Gamma = 4,6$



**Abb. 6.1:** REM-Aufnahmen eines Elektromigrationsexperiments an einem einkristallinen Silberdraht. Eine Stromstärke von 21 mA wurde an den Draht angelegt. Teilbild a) zeigt den Draht vor dem ersten Einschalten des Stromes. In Teilbild b) sind erste Schädigungen an der Anodenseite zu erkennen. Teilbild c) zeigt den Draht kurz vor dem elektrischen Ausfall.

bestätigt [190]. Weiterhin wachsen die Drähte nahezu unverspannt auf den verwendeten Siliziumsubstraten auf [191]. Die Länge der Silberdrähte wird durch die Depositionsbedingungen vorgegeben und liegt im Bereich von 10  $\mu m$  und höher. Die Drähte weisen einen trapezförmigen bis dreieckigen Querschnitt mit einer typischen Breite von 100 nm bis 400 nm am Siliziumsubstrat auf.

Abb. 6.1 zeigt das Elektromigrationsverhalten eines einkristallinen Silberdrahtes. Teilbild a) zeigt den Draht vor Anlegen einer Stromstärke von 21 mA. Teilbild b) wurde während des Experiments aufgenommen und Teilbild c) zeigt den Draht kurz vor dem elektrischen Ausfall. Der Draht weist ein trapezförmiges Profil auf. Mit einer Kombination von REM- und AFM-Messungen wird eine Breite von 380 nm an der Basis und 200 nm an der Spitze bei einer Höhe von 200 nm bestimmt. Die Länge zwischen den Goldkontakten beträgt 11,2  $\mu m$ . Anhand der Geometrie berechnet sich eine Stromstärke von ca.  $6 \cdot 10^7$  A/cm<sup>2</sup> zu Beginn des Experimentes. Aus Gründen der Übersichtlichkeit ist der mittlere Bereich des Drahtes nicht gezeigt; hier wurde keine Elektromigrationsschädigung beobachtet [192].

Man erkennt in Abb. 6.1 die Bildung von Poren an der Anodenseite des Drahtes. Gleichzeitig findet die Bildung von Hügeln an der Kathodenseite statt. Die Bildung der Poren und Hügel stimmt zeitlich überein, so dass man mit einiger Sicherheit davon ausgehen kann, dass das Material der Hügel aus den Poren stammt. Bemerkenswert ist die Richtung der Atomrumpfe *entgegen* der Richtung des Elektronenflusses. Für metallische Leiter wird üblicherweise die Bildung von Poren an der Kathodenseite und



von Hügeln an der Anodenseite beobachtet. Die Resultate des in Abb. 6.1 gezeigten Experimentes wurden mehrfach an weiteren einkristallinen Silberdrähten bestätigt.

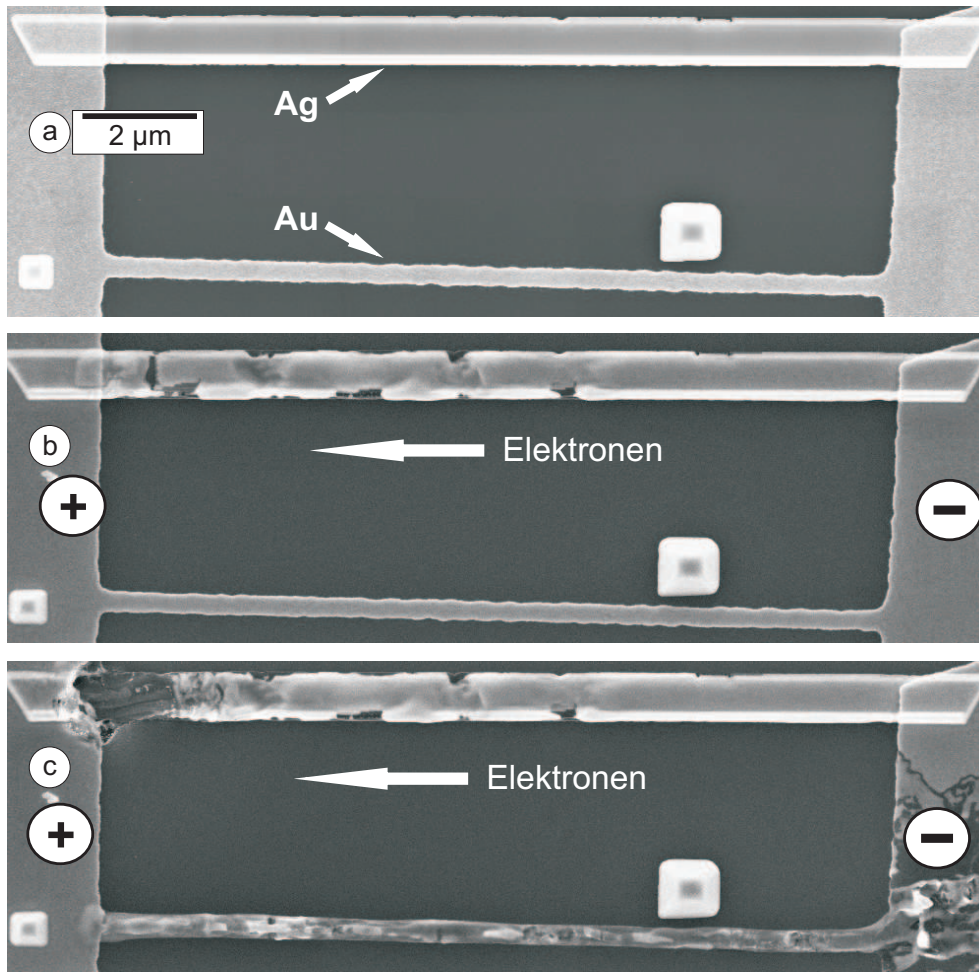
Die nächstliegende Vermutung für diese ungewöhnliche Beobachtung ist, dass die Polung gegenüber den Messungen an den polykristallinen Leiterbahnen vertauscht wurde. Um dies ausschließen zu können, wird im folgenden Unterkapitel ein direkter Vergleich zwischen einem einkristallinen Silberdraht und einer polykristallinen Goldleiterbahn vorgenommen.

## 6.2 Vergleich von einkristallinen Silberdrähten und polykristallinen Goldleiterbahnen

Aufgrund der sehr ungewöhnlichen Beobachtung einer Elektromigration *entgegen* der Flussrichtung der Elektronen stellt sich zwangsläufig die Frage, ob die Polarität während der Experimente korrekt bestimmt wurde. Um ohne jeden Zweifel ausschließen zu können, dass die Stromrichtung in den Experimenten mit den einkristallinen Silberdrähten korrekt bestimmt ist, wurde ein Vergleichsexperiment zwischen einem einkristallinen Silberdraht und einer polykristallinen Goldleiterbahn durchgeführt. Hierzu wurde bei der EBL-Kontaktierung eines Silberdrahtes eine polykristalline Goldleiterbahn in einem relativen Abstand von ca.  $4\ \mu\text{m}$  präpariert, um so das Ausfallverhalten beider Systeme direkt miteinander vergleichen zu können. Gleichzeitig gestattet dieses Experiment einen indirekten Vergleich der Elektromigrationsbeständigkeit zwischen diesen beiden Arten von metallischen Leitern [192].

Abb. 6.2 a) zeigt das so präparierte Leiterbahnensemble vor dem Anlegen einer konstanten Spannung. Im oberen Bereich der REM-Aufnahme ist der einkristalline Silberdraht zu erkennen; im unteren Bereich des Bildes die polykristalline Goldleiterbahn. Im linken und rechten Teil der Abbildung sind die ebenfalls aus polykristallinem Gold bestehenden Kontakte zu erkennen. Teilbild b) zeigt die Leiterbahn nach einer Zeit von 3400 Sekunden bei einer anliegenden Zwei-Punkt-Spannung von  $4\ \text{V}$  kurz vor Ausfall des einkristallinen Silberdrahtes. Die Stromstärke startete bei einem Wert von  $89,3\ \text{mA}$  und sank nach 3400 Sekunden auf einen Wert von ca.  $80\ \text{mA}$  ab.

Der Silberdraht in Abb. 6.2 weist erhebliche Elektromigrationsschädigungen auf. Die Porenbildung konzentriert sich hierbei auf den Bereich nahe der Anode bis hin zur Mitte der Leiterbahn. Während dieses Stadiums weist die Goldleiterbahn noch keine Porenbildung auf. Teilbild c) zeigt die Leiterbahn nach dem elektrischen Ausfall. Die Pore an der Anodenseite der Silberleiterbahn dehnt sich über die gesamte Breite sowie über eine Länge von ca.  $1,5\ \mu\text{m}$  aus. Die Goldleiterbahn zeigt Elektromigrationsschädigungen im



**Abb. 6.2:** REM-Bilder eines simultanen Elektromigrationsexperiments an einem einkristallinen Silberdraht und einer polykristallinen Goldleiterbahn. Teilbild a) zeigt die Probe vor dem Anlegen der Spannung. Teilbild b) wurde kurz vor dem Ausfall des einkristallinen Silberdrahtes aufgenommen und Teilbild c) wurde nach dem Ausfall beider Leiter aufgenommen. (entnommen aus [192]).

Bereich der Kathode mit Ausbildung einer typischen deltaförmigen Struktur, welche bei sehr hohen Stromdichten entsteht.

Mit dem in Abb. 6.2 gezeigten Experiment ist eindeutig nachgewiesen, dass die Diffusionsrichtung der Atome innerhalb der polykristallinen Goldleiterbahnen und der einkristallinen Silberdrähte entgegengesetzt verläuft. Neben der Richtung zeigen sich weitere Unterschiede im Elektromigrationsverhalten, wie man in den zugehörigen Filmen beobachten kann. Bei den Goldleiterbahnen bilden sich die Poren typischerweise an Tripelpunkten und wachsen stationär an. Anscheinend sind die Poren in der Goldleiterbahn aufgrund der vorhandenen Flussdivergenzen in Form von Korngrenzen stärker lokalisiert. Nur in Einzelfällen wird eine Wanderung von Poren beobachtet. In den Silberdrähten beobachtet man während der *in-situ* Experimente nach der Bildung der Poren

(im mittleren Bereich der Drähte bis hin zur Anode) vielfach eine in Richtung zur Anode gerichtete Bewegung der Poren. Der Grund liegt in den nicht vorhandenen Flussdivergenzen, die zu einer Lokalisierung der Poren (und Hügel) führen würden. Daher sind die Poren mobiler und bewegen sich in Richtung der Anode.

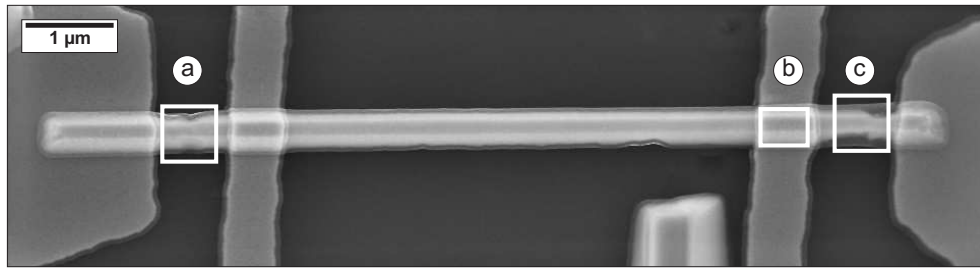
Der Grund, warum der einkristalline Silberdraht *vor* der Goldleiterbahn die in Abb. 6.2 b) beobachtete starke Elektromigrationsschädigung gezeigt hat, wird durch die unterschiedlichen Leitfähigkeiten der beiden Materialien erklärt. Eine einfache Abschätzung anhand der in dieser Arbeit bestimmten Widerstände von polykristallinen Goldleiterbahnen und einkristallinen Silberdrähten vergleichbarer Dimensionen zeigt, dass der Widerstand der Goldleiterbahn ca. dreißigfach größer ist als der des einkristallinen Silberdrahtes. Daher fließt ein Großteil des Stromes zunächst durch den Silberdraht und sorgt dort für die beobachtete Elektromigrationsschädigung. Bedingt durch die Porenbildung steigt der Widerstand des Silberdrahtes kontinuierlich an. Dementsprechend fließt mehr Strom durch die Goldleiterbahn und es kommt aufgrund der ansteigenden Stromdichte zu der dort beobachteten Schädigung.

### 6.3 Einfluss von Fremdatomen

Es stellt sich die Frage, warum die Elektromigration in den einkristallinen Silberdrähten *entgegen* der Flussrichtung der Elektronen verläuft. Das anschauliche Bild vom Impulsübertrag der Elektronen auf die Atomrümpfe kann für die einkristallinen Silberdrähte nicht angewendet werden. In theoretischen Arbeiten [109,113] wurde gefunden, dass geringe Mengen von Fremdatomen die Elektromigrationsrichtung umkehren können. Daher wird im folgenden der Anteil von Fremdatomen in den einkristallinen Silberdrähten untersucht.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde für die Kontaktierung der Drähte durchgängig polykristallines Gold verwendet. Um zu bestimmen, ob und wie viel Gold sich nach der Elektromigration in einem Silberdraht befindet, wurden EDX-Untersuchungen an verschiedenen Positionen einer Leiterbahn mit zusätzlichen Spannungsabgriffen durchgeführt. Bei der Interpretation der Messdaten ist eine gewisse Vorsicht geboten, da bei EDX-Untersuchungen an Schichten im Nanometerbereich allgemein das Problem besteht, dass ein wesentlicher Teil des Signals vom Untergrund hervorgerufen wird.

Abb. 6.3 zeigt die EDX-Messfenster (weiß umrandet) innerhalb der die Konzentration von Silber, Gold, Sauerstoff und Silizium bestimmt wurde. Alle EDX-Untersuchungen wurden mit einer Beschleunigungsspannung von 20 kV bei senkrechtem Einfall des Elektronenstrahls durchgeführt. Die Messfenster befinden sich dabei zwischen der Leiterbahn



**Abb. 6.3:** Die REM-Aufnahme zeigt einen mit zusätzlichen Spannungsabgriffen kontaktierten Silberdraht sowie die Position und Größe von drei EDX-Messfenstern (siehe weiße Rechtecke).

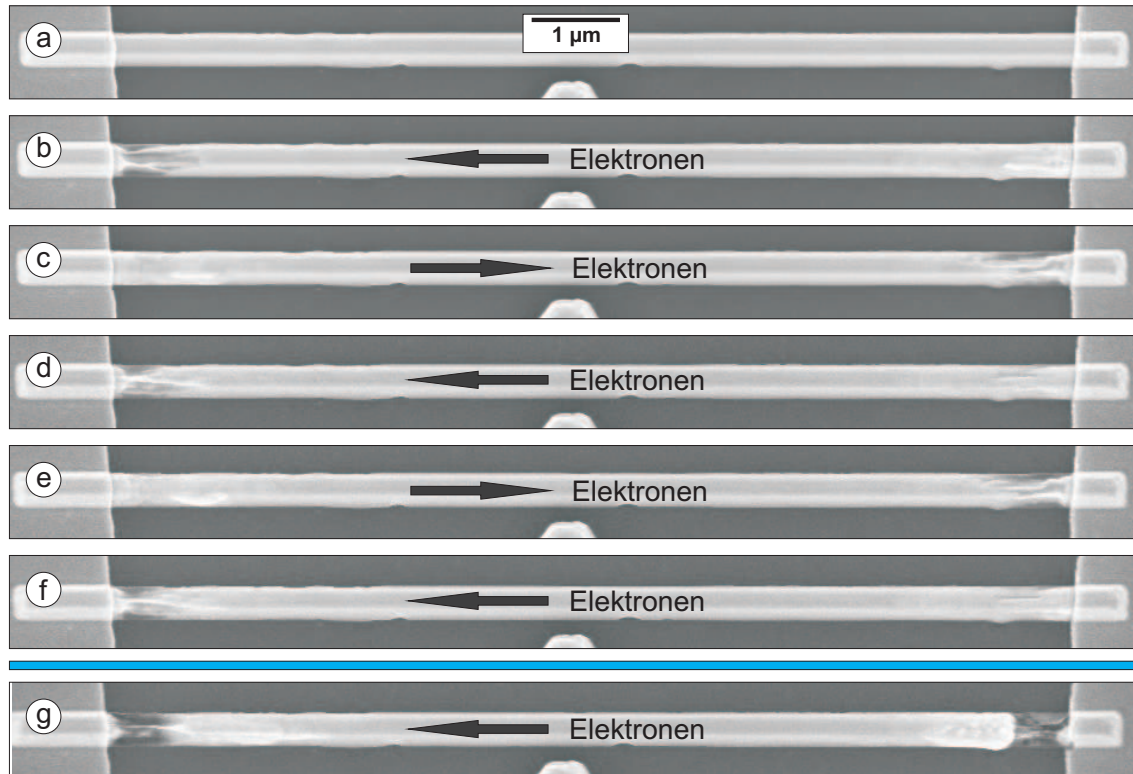
und den Spannungsabgriffen (Fenster a) und c)) sowie auf einem der Spannungsabgriffe (Fenster b)).

Wie zu erwarten ist, wird das EDX-Signal an allen drei Positionen vom Silizium (mit einem Wert von 70 bis 80 Atomprozent) dominiert. Der Anteil von Silber liegt bei gemessenen 5 bis 7 Atomprozent. Der Grund für diesen geringen Messwert ist die hohe Eindringtiefe des Elektronenstrahls bei 20 kV. Sauerstoff ist mit Anteilen von ca. 10 bis 20 Atomprozent an den drei Positionen vorhanden. Dies deutet auf eine Oxidation der Silberdrähte während der Elektromigrationsexperimente hin. Die Oxidation findet dabei mit hoher Wahrscheinlichkeit bei dem bislang unvermeidlichen Transport der Drähte an Außenluft statt. Das Vorhandensein von Sauerstoff bzw. einer Oxidschicht nimmt möglicherweise Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten der Drähte, wie es in der abschließenden Diskussion näher betrachtet wird.

Gold wird im wesentlichen nur an der Position des Messfensters b), also dem zusätzlichen Spannungsabgriff, nachgewiesen. Die beiden anderen Werte in den Messfenstern a) und c) liegen innerhalb des Fehlerbereichs und können möglicherweise bereits aufgrund von Streustrahlung entstehen. Das Hauptergebnis der EDX-Untersuchungen besteht darin, dass eine wesentliche Elektromigration von Gold in den Silberdraht *nicht* nachgewiesen werden konnte.

Da bei polykristallinen Silberdrähten, die ebenfalls Anteile von Sauerstoff aufweisen, eine Bewegung der Atome in Richtung des Elektronenflusses beobachtet wird [190], sind mit hoher Wahrscheinlichkeit die auftretenden Verunreinigungen nicht der Grund für die Umkehrung der Elektromigrationsrichtung.

Eine mögliche Erklärung für die Wanderung der Atome gegen die Richtung der Elektronen besteht im Überwiegen der direkten Kraft (siehe  $Z^*$  in Gl. 1) gegenüber der Windkraft. Hierdurch lässt sich in einfacher Weise die Porenbildung an der Anode erklären. Bei einem Überwiegen der direkten Kraft erfolgt die Bewegung der Atome entgegengesetzt zur Bewegung der Elektronen. In theoretischen Arbeiten wird gezeigt, dass sich die Windkraft an der Oberfläche abschwächt [193]. Die Stärke der direkten Kraft



**Abb. 6.4:** Weitere REM-Aufnahmen des in Abb. 6.1 gezeigten einkristallinen Silberdrahtes. Eine Stromstärke von 21 mA wurde mit wechselnder Polarität an den Draht angelegt. Das Teilbild a) zeigt den Draht vor dem ersten Einschalten des Stromes; die Teilbilder b) bis f) zeigen den Draht während der ersten zweieinhalb Intervalle direkt nach Umkehrung der Polarität. Teilbild g) wurde vor dem letzten Messintervall aufgenommen.

bleibt hingegen unverändert. Daher muss sie für die Erklärung der hier beobachteten Effekte in Betracht gezogen werden.

#### 6.4 Reversibilität bei einkristallinen Silberdrähten

Wie bei den polykristallinen Goldleiterbahnen wurden auch die einkristallinen Silberdrähte auf ein mögliches reversibles Elektromigrationsverhalten hin untersucht. Aufgrund der fehlenden Flussdivergenzen sollte die Reversibilität innerhalb der Silberdrähte noch ausgeprägter vorhanden sein als in polykristallinen Leiterbahnen. Daher wurde kurz vor dem elektrischen Ausfall der in Abb. 6.1 dargestellten Leiterbahn die Polarität, unter Beibehaltung der Stromstärke von 21 mA, umgekehrt.

Abb. 6.4 zeigt Aufnahmen des Elektromigrationsverhaltens dieses Drahtes [192]. Die jeweilige Richtung des Stromflusses wird durch die schwarzen Pfeile angedeutet. Die Intervalllänge ist so gewählt, dass kurz vor dem Ausfall der Leiterbahn die Polarität gewechselt wurde. Zwischen Teilbild a) und b) betrug die Intervalllänge 60 Sekunden;



zwischen Teilbild b) und c) lag sie bei 26 Sekunden. In den nachfolgenden Intervallen wurde bei etwa 15 Sekunden die Polarität gewechselt und gegen Ende des Experimentes wurde die Intervalllänge auf ca. 40 Sekunden gesteigert. Die Stromstärke zu Beginn des Experimentes betrug ca.  $6 \cdot 10^7 \text{ A/cm}^2$  bevor es zu den ersten Schädigungen gekommen ist. Wie zuvor bei den Messungen zum reversiblen Elektromigrationsverhalten der polykristallinen Goldleiterbahnen (siehe Kap. 5.3) erfolgte der Wechsel der Stromrichtung instantan.

Der Wechsel der Stromrichtung bei dem in Abb. 6.4 gezeigten Silberdraht führt, ähnlich wie bei den Experimenten an den polykristallinen Goldleiterbahnen, zu einem reversiblen morphologischen Verhalten. Es lässt sich allerdings bereits bei den ersten zweieinhalb Messintervallen beobachten, dass die Elektromigrationsschädigungen auch bei den einkristallinen Drähten nicht vollständig reversibel sind. So bleiben am Ende eines Intervalls (siehe z. B. Teilbild b) und d) in Abb. 6.4) deutliche morphologische Änderungen gegenüber dem Ausgangszustand (Teilbild a)) in der Nähe der Kontakte zurück.

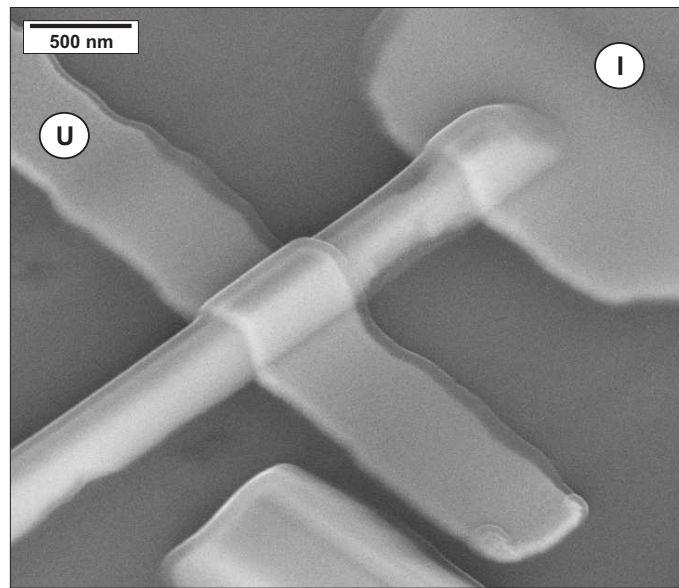
Diese permanenten Änderungen zeigen sich besonders deutlich in Teilbild g), welches kurz vor dem endgültigen Ausfall des Drahtes aufgenommen wurde. In der unmittelbaren Umgebung der Kontakte befindet sich nahezu kein Silber mehr, während man mehr zur Drahtmitte hin die Bildung von Hügeln am helleren Kontrast erkennen kann. Die Poren in der Nähe der Kontakte haben sich im Verlauf des Experiments kontinuierlich vergrößert und so zum Ausfall des Drahtes geführt. Dies wird in der abschließenden Diskussion dieses Kapitels näher betrachtet.

## 6.5 Einfluss von zusätzlichen Spannungsabgriffen sowie von Kohlenstoffablagerungen

Neben der Frage nach der Richtung der Elektromigration stellt sich weiterhin die Frage, *wo* die Diffusion der Atome stattfindet. Da es sich bei den Silberdrähten um ein einkristallines System handelt, kann eine Diffusion im Volumen nahezu ausgeschlossen werden. Für die Diffusion von Silber liegt die Aktivierungsenergie für die Volumendiffusion bei ca. 1,95 eV und für die Korngrenzendiffusion bei ca. 0,8 – 0,95 eV. Für die Oberflächendiffusion wird ein Wert von 0,3 – 0,43 eV angegeben [194]. Aufgrund fehlender Korngrenzen ist damit der wahrscheinlichste Diffusionsmechanismus die Oberflächendiffusion. Diese wird dabei weder von Kohlenstoffablagerungen noch von zusätzlichen Spannungsabgriffen behindert, wie im folgenden gezeigt wird.

Wie aus den Untersuchungen an den polykristallinen Goldleiterbahnen bekannt ist, kommt es bei den *in-situ* Experimenten zu Kohlenstoffkontaminationen. Abb. 6.5 zeigt



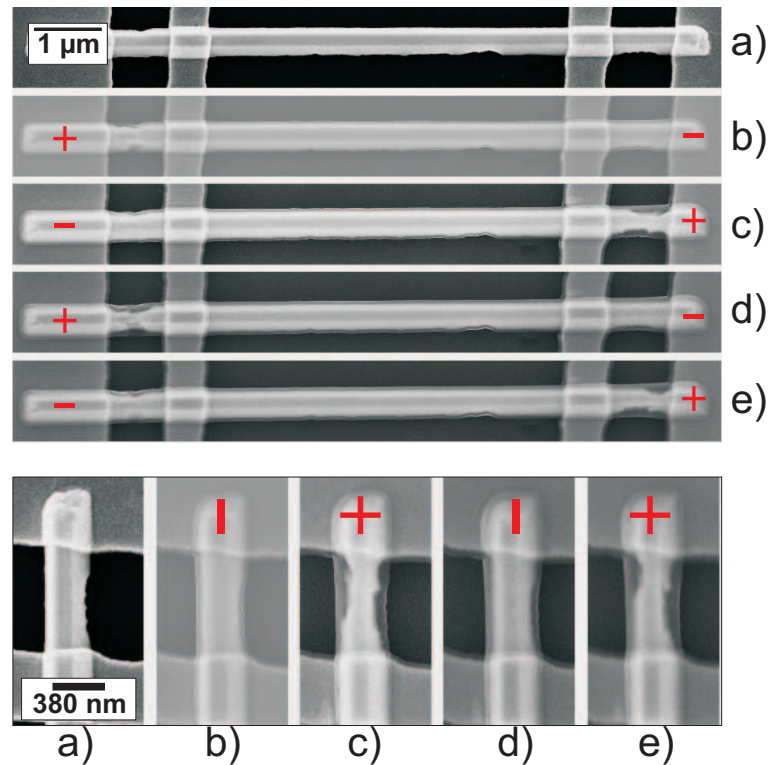


**Abb. 6.5:** REM-Aufnahme eines einkristallinen Silberdrahtes nach acht Stunden *in-situ* Beobachtung. Aufgrund der während der Bestrahlung mit dem Elektronenstrahl auftretenden Kontamination ist die gesamte Struktur mit einer ca. 20 nm dicken Schicht aus Kohlenstoff bedeckt.

einen einkristallinen Silberdraht nach einer achtstündigen *in-situ* REM-Untersuchung. Dieser lange Betrachtungszeitraum führte zu erheblichen Anlagerungen von Kohlenstoff. Die Abbildung zeigt den Draht in einer um 45° gekippten REM-Aufnahme. Die durchscheinenden Bereiche bestehen mit hoher Sicherheit aus amorphem Kohlenstoff. Anhand der Geometrie der Aufnahme kann man eine Schichtdicke von ca.  $t_K \simeq 20 \text{ nm}$  abschätzen. Diese Schicht dient möglicherweise als Barriere für die Bildung von Hügeln, welche in diesem konkreten Fall nicht zu beobachten waren. Erkennbar ist hingegen eine Pore zwischen dem zusätzlichen Spannungsabgriff und der Stromzuführung (in der Abbildung durch "U" und "I" gekennzeichnet).

Die Kohlenstoffschicht scheint keinen Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten zu haben. Trotz des kontinuierlichen Anwachsens der Schicht konnte die Bildung von Poren beobachtet werden. Das Material hat sich dabei (entsprechend der geringeren Aktivierungsenergie) mit hoher Wahrscheinlichkeit an der Oberfläche des Silberdrahtes und damit *unterhalb* der Kohlenstoffschicht bewegt.

Abb. 6.6 zeigt einen Silberdraht, der in einer typischen Vier-Punkt-Geometrie mit zwei zusätzlichen Spannungsabgriffen kontaktiert wurde. Bei der Versuchsführung wurde ähnlich wie bei einem Experiment zur Untersuchung der Reversibilität vorgegangen, wobei in diesem Fall die Stromstärke gesteigert wurde. Teilbild a) zeigt den Draht vor der Strombelastung. Die Stromrichtung ist durch die Plus- und Minuszeichen in Abb. 6.6 b) bis e) gekennzeichnet. Zunächst wurde ein Strom von 13 mA für eine Dauer von



**Abb. 6.6:** Beispiel für ein Elektromigrationsexperiment an einem einkristallinen Silberdraht mit zusätzlichen Spannungsabgriffen. Im oberen Teil des Bildes ist der gesamte Draht gezeigt; im unteren Teil eine Ausschnittsvergrößerung nahe dem rechten Kontakt. Die Bilder a) bis e) zeigen den Draht jeweils vor dem Wechsel der Stromrichtung (entnommen aus [166]).

30 Minuten an die Leiterbahn angelegt. Da es zu keinen sichtbaren morphologischen Veränderungen kam, wurde die Stromstärke bei gleicher Polarität auf einen Wert von 18  $mA$  erhöht. Diese Stromstärke wurde für 150 Minuten beibehalten, wobei es zwischen dem rechten Spannungsabgriff und der Stromzuführung zur Bildung von Poren kam. Teilbild 6.6 b) zeigt die Leiterbahn nach Abschalten des Stroms.

Im weiteren Verlauf des Experiments wurde für eine Zeit von 120 Minuten ein Strom von 20  $mA$  mit umgekehrter Polarität an den Draht angelegt. Abb. 6.6 c) zeigt den Silberdraht nachdem der Strom erneut abgeschaltet wurde. Man erkennt, dass sich die zunächst gebildete Pore wieder vollständig geschlossen hat, während sich am anderen Kontakt zwischen Stromzuführung und Spannungsabgriff eine neue Pore gebildet hat. Trotz der zusätzlichen Kontakte verhält sich dieser Draht ähnlich wie der zuvor in Kap. 6.4 beschriebene Draht. Die Teilbilder 6.6 d) und e) zeigen den Draht nachdem eine Stromstärke von nunmehr 22  $mA$  erneut mit wechselnder Polarität für Zeiten von 90 Minuten (Teilbild d)) und 30 Minuten (Teilbild e)) angelegt wurde. Die Form der sich bildenden und schließenden Poren bleibt annähernd erhalten. Dies deutet darauf hin, dass zunächst Material migriert, welches über die Umkehrung der Stromrichtung angelagert wurde.

Die Stromdichte innerhalb des Silberdrahtes wurde erneut mit Hilfe einer Kombination aus AFM- und REM-Aufnahmen bestimmt. Der Silberdraht aus Abb. 6.6 hat eine trapezförmige Gestalt mit einer Breite von  $b_u = 380 \text{ nm}$  an der Kontaktfläche zum Silizium und eine Breite von  $b_o = 150 \text{ nm}$  an der Oberseite. Die Höhe des Drahtes betrug dabei  $h = 235 \text{ nm}$ . Dies führt (bei einem Strom  $I = 22 \text{ mA}$ ) zu einer unteren Grenze der Stromdichte von ca.  $j = 3,5 \times 10^7 \text{ A/cm}^2$ . Während der Porenbildung steigt diese Stromdichte lokal an. Im Vergleich zu den Goldleiterbahnen tritt die Elektromigration bereits bei Stromdichten auf, die ca. um einen Faktor drei geringer sind.

Nicht nur die Kohlenstoffablagerungen, sondern auch die auf dem Draht befindlichen Kontakte scheinen das Elektromigrationsverhalten der Silberdrähte nicht zu beeinflussen. Da die Diffusion der Silberatome reversibel ist und aufgrund der Aktivierungsenergie an der Oberfläche der Drähte stattfinden muss, ist zu vermuten, dass die Atome *unterhalb* der zusätzlichen Spannungsabgriffe migrieren.

Der Grund, warum bei dem in Abb. 6.6 gezeigten Experiment keine Hügel beobachtet wurden, ist wahrscheinlich auf die geringe Ausdehnung der Poren zurückzuführen. Aufgrund der trapezartigen Form der Silberdrähte ist es schwierig, genauer abzuschätzen, wie viel Material von einer Pore abgetragen wird. Der im REM zu beobachtende Kontrastunterschied genügt nur, um zu erkennen, dass sich eine Pore gebildet hat. Die genaue Tiefe und damit das Volumen einer Pore ist mit diesem Verfahren nicht feststellbar. Daher ist es naheliegend, dass nicht genügend Material zur Ausbildung von Hügeln bewegt wurde und dementsprechend keine Hügel gebildet werden konnten.

## 6.6 Abschließende Diskussion: Einkristalline Silberdrähte

Bislang wurden Messungen zur Elektromigration von Silber nur an polykristallinen Leiterbahnen durchgeführt. Im Rahmen dieser Arbeit konnten *erstmalig* Messungen zur Elektromigration in selbstorganisierten, *einkristallinen* Silberdrähten durchgeführt werden. Bei diesem Materialsystem kommt es zu der Beobachtung, dass sich die Atome entgegen der Richtung der Elektronen bewegen. Dieses Verhalten ist höchst ungewöhnlich, da allgemein akzeptiert ist, dass in Metallen die Windkraft während der Elektromigration überwiegt. In der Literatur finden sich dennoch sowohl theoretische Betrachtungen als auch experimentelle Beobachtungen, die das Auftreten von Porenbildung an der Anodenseite beschreiben.

Wie die polykristallinen Goldleiterbahnen wurden auch die Silberdrähte mit polykristallinem Gold kontaktiert. Nach theoretischen Betrachtungen von Dekker et al. [109,113] liegt die Vermutung nahe, dass die Bildung von Poren an der Anodenseite durch geringe Mengen von Fremdatomen *innerhalb* des Drahtes hervorgerufen werden kann. Dies

kann für das vorliegende System aufgrund der EDX-Untersuchungen nahezu ausgeschlossen werden. Eventuelle Verunreinigungen der Drähte sind auf die Oberfläche (in Form von Sauerstoff und Kohlenstoff) beschränkt. Weiterhin konnte gezeigt werden, dass der durch die Elektromigration hervorgerufene Anteil von Gold, der sich auf oder in der Leiterbahn befindet, unterhalb der Messgenauigkeit des EDX-Systems liegt. Abschließend wurde in weitergehenden Experimenten einer Diplomarbeit [190] gezeigt, dass bei Verwendung von polykristallinem Silber als Kontaktmaterial die Porenbildung ebenfalls an der Anodenseite erfolgt. Die invertierte Migrationsrichtung kann damit *nicht* auf die Goldkontakte zurückgeführt werden.

Wie in den vorangegangenen Kapiteln gezeigt wurde, ist mit sehr hoher Wahrscheinlichkeit die Oberflächendiffusion für die Migration der Silberatome verantwortlich. Hier ist möglicherweise der Einfluss der Oxidation der Silberdrähte mit entscheidend für die Diffusionsrichtung. Wie bereits bei der Beschreibung der Herstellung der Silberdrähte erwähnt wurde, ist bislang ein Transfer "an Luft" notwendig. Daher kann es zur Oxidation der Silberdrähte sowie zu weiteren Verunreinigungen wie z. B. Schwefel kommen (siehe Kap. 3.4). Der Elektronenstrahl sogt weiterhin für eine Kontamination der Drähte mit Kohlenstoff.

Verunreinigungen können dazu führen, dass sich die Richtung der Elektromigration umkehrt, wie bereits im Jahre 1971 von Hummel et al. an polykristallinen Goldleiterbahnen beobachtet wurde [195,196]. Es dauerte in diesem Fall bis zum Jahre 1983 bis die Ursache für die Porenbildung an der Anodenseite geklärt werden konnte [197,198]. Geringe Mengen an Alkali-Metallen, welche aus dem verwendeten Glassubstrat in die polykristallinen Leiterbahnen diffundiert sind, waren in diesem Fall die Ursache für die ungewöhnliche Elektromigrationsrichtung. Wie anhand von Untersuchungen mittels Auger-Spektroskopie herausgefunden wurde, kam es aufgrund einer Anhäufung der Alkali-Metallatome an der Anodenseite (bis zu 10 Atomprozent) an dieser Position bevorzugt zur Porenbildung. Der genaue Mechanismus für die Porenbildung an der Anodenseite blieb ungeklärt.

Obwohl die Präparation der selbstorganisierten Silberdrähte relativ einfach ist, und obwohl hochreine Drähte [162] entstehen, kann zum jetzigen Zeitpunkt nicht ausgeschlossen werden, dass ein ähnlicher Effekt, wie der zuvor beschriebene, die Ursache für die ungewöhnliche Richtung der Elektromigration in den einkristallinen Silberdrähten ist.

Ob die Verunreinigungen für die Umkehrung der Migrationsrichtung verantwortlich sind, kann nur in weiterführenden Experimenten geklärt werden, bei denen eine Kontamination der Drähte nicht mehr gegeben ist. Dies ist beispielsweise mit Hilfe eines

Nanoprobe<sup>18</sup> möglich, bei welchem die Präparation und Elektromigration innerhalb einer Vakuumkammer erfolgt und zur Abbildung keine elektronenoptischen Verfahren sondern Rastersondenverfahren angewendet werden.

Die Aussagen der in diesem Kapitel vorgestellten Untersuchungen wurden durch jeweils mehrere Messungen geprüft und bestätigt. Weiterhin decken sich die Resultate einer während dieser Arbeit durchgeführten Diplomarbeit [190] weitestgehend mit den hier vorgestellten Ergebnissen. In der Diplomarbeit wurde der Einfluss des Kontaktmaterials sowie der (Rest-) Leitfähigkeit der Substrate näher untersucht. Aufgrund der Individualität der Silberdrähte stehen systematische Untersuchungen hinsichtlich des Einflusses der Stromdichte noch aus.

Bei den während dieser Arbeit vorgenommenen Experimenten an den einkristallinen Silberdrähten konnte beobachtet werden, dass sich die Drähte sehr verschieden verhalten. Während bei einigen die Elektromigration eindeutig nur in der Nähe der Anode für die Porenbildung bzw. in der Nähe der Kathode für die Hügelbildung sorgt, wurden bei anderen Drähten Elektromigrationseffekte über einen großen Bereich des Drahtes beobachtet. Die Klärung dieser Zusammenhänge bleibt weiterführenden Arbeiten vorbehalten.

Abschließend bleibt festzuhalten, dass die hier vorgestellten einkristallinen Silberdrähte ein gutes Modellsystem darstellen, an welchem elementare Untersuchungen zum Elektromigrationsverhalten durchgeführt werden können. Die hier vorliegende Arbeit hat dabei die grundlegenden Effekte aufgezeigt und bietet zukünftigen Arbeiten einen wesentlichen Anhaltspunkt für weiterführende Untersuchungen an diesem interessanten System.

---

<sup>18</sup>Das sogenannte Nanoprobe besteht aus einer Präparationskammer und daran angeschlossen einer Untersuchungskammer, die beide im UHV betrieben werden. Innerhalb der Untersuchungskammer kann eine Probe mit drei Rastertunnelmikroskopen gleichzeitig charakterisiert werden.

## 7. Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurde vorrangig die Elektromigration in polykristallinen Goldleiterbahnen untersucht. Besonderes Augenmerk lag auf der hochauflösenden *in-situ* Beobachtung der auftretenden morphologischen Änderungen der Leiterbahnen. Hierzu wurde ein neuer Versuchsstand am bereits vorhandenen Rasterelektronenmikroskop aufgebaut, und dessen Tauglichkeit für die geplanten Untersuchungen getestet. Die Herstellung der polykristallinen Leiterbahnen erfolgte mittels der Elektronenstrahlolithographie, wobei die Herstellungsparameter von einer vorangegangenen Diplomarbeit übernommen werden konnten.

Während der Elektromigration kommt es in metallischen Leitern üblicherweise zur Bildung von Poren an der Kathodenseite und zur Bildung von Hügeln an der Anodenseite. Dieses Verhalten konnte in der vorliegenden Arbeit bestätigt werden. Als wesentlicher Diffusionspfad wurden erwartungsgemäß die Korngrenzen identifiziert. Der elektrische Ausfall erfolgt im Endstadium der Elektromigrationsschädigung für die polykristallinen Leiterbahnen über eine schlitzförmige Pore senkrecht zur Stromrichtung. Dies ist aufgrund der Vielzahl an Korngrenzen zunächst etwas überraschend, kann jedoch gut mit einem Widerstandsnetzwerk erklärt werden.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Vielzahl an Parametern untersucht, welche Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten nehmen. Neben Variationen der Breite und Höhe der Leiterbahnen wurden gezielt Leiterbahnen mit Einbuchtungen hergestellt, um so eine höhere Auflösung bei den *in-situ* Untersuchungen erzielen zu können.

Die Korngröße, beziehungsweise das Verhältnis von Korngröße zu Leiterbahnbreite, nimmt Einfluss auf das Elektromigrationsverhalten. Da sich die Leiterbahnen aufgrund Joule'scher Wärme erhitzen, kommt es gegebenenfalls zu einem Kornwachstum. Durch die vom Mikroskop hervorgerufenen Kohlenstoffverunreinigungen ist es möglich, das Elektromigrationsverhalten unabhängig von einem temperaturbedingten Kornwachstum zu beobachten. Bei *in-situ* Anlassversuchen konnte gezeigt werden, dass der Kohlenstoff effektiv ein Kornwachstum behindert und so die kristalline Struktur der Leiterbahnen auch bei erhöhten Temperaturen erhalten bleibt. Das Ausfallverhalten hinsichtlich der Morphologie der Schädigungen wird durch den Kohlenstoff nicht verändert.

Die gesamte Porenfläche innerhalb einer Leiterbahn nimmt im wesentlichen linear mit der Versuchszeit zu. Hierbei wird eine kolumnare Kornstruktur vorausgesetzt, bei welcher sich die Poren von der Substratoberfläche bis zur Oberseite der Leiterbahn ausdehnen. Dies ist in den polykristallinen Goldleiterbahnen gegeben. Abweichungen vom linearen Verhalten des Porenwachstums gibt es gegen Ende der Experimente, wenn die kritischen Poren, welche zum Ausfall der Leiterbahn führen, überproportional



schnell anwachsen. Der Ausfall der polykristallinen Leiterbahnen erfolgt typischerweise bei einer Gesamtporenfläche von 2 % bis 4 % der Gesamtleiterbahnfläche.

Einen wesentlichen Einfluss auf die Elektromigration besitzt die Temperatur der Leiterbahnen. Diese wurde in der vorliegenden Arbeit indirekt über die Widerstandserhöhung unter Belastung bestimmt. Dabei konnte gezeigt werden, dass für gleich prozessierte Leiterbahnen ein quantitativer Zusammenhang zwischen der Stromdichte und der Temperaturerhöhung existiert. Mit Hilfe des thermischen Stromdichteexponenten lässt sich so die zu erwartende Temperaturerhöhung berechnen. Dies wurde ausgenutzt, um zu zeigen, dass es innerhalb einer durch Poren gebildeten Engstelle *nicht* zu einer der Stromdichte entsprechenden Temperaturerhöhung kommt. Aufgrund des guten thermischen Kontakts zwischen den Leiterbahnen und den Substrat wird die entstehende Wärme effektiv abgeführt.

Bei Umkehrung der Polarität zeigte sich ein in Teilen reversibles Elektromigrationsverhalten der Goldleiterbahnen. Dies ist aufgrund der geringen Korngröße zunächst überraschend, da man erwarten würde, dass einmal gebildete Poren stabil sind. Dies ist nicht der Fall. Vielmehr kommt es zunächst zu einem periodischen, reversiblen Verhalten von Poren und Hügeln. Erst zu einem späteren Zeitpunkt bilden sich einzelne Poren heraus, die für beide Stromrichtungen anwachsen und so schließlich zum Ausfall der Leiterbahn führen. Interessant ist hierbei, dass es zunächst zu einem ausgeprägten Ausheilverhalten der Leiterbahn kommt. Dies äußert sich in einem stark absinkenden Widerstand. Weiterhin konnte gezeigt werden, dass sich die Widerstandsänderungen in Teilen *einzelnen* Poren zuordnen lassen.

Für vergleichende Untersuchungen der Resistenz gegenüber Elektromigrationsschädigungen bieten die Blechlänge sowie das kritische Produkt gute Anhaltspunkte. Im Verlauf dieser Arbeit konnte die Blechlänge für die polykristallinen Leiterbahnen definiert werden. Aufgrund der dynamischen Änderungen, welche bei den *in-situ* Experimenten zu beobachten sind, lässt sich dem Wachstum einzelner Poren auch das Wachstum einzelner Hügel zuordnen. Dies wurde als Grundlage der hier bestimmten Blechlänge genutzt. Berechnet man weiterhin das kritische Produkt aus Leiterbahnlänge und Stromdichte, ergibt sich eine gute Übereinstimmung mit Literaturdaten für andere metallische Leiterbahnen. Dabei ist zu beachten, dass das kritische Produkt wesentlich von der Vorgeschichte und der Prozessierung der Leiterbahnen abhängt, wie auch in dieser Arbeit gezeigt werden konnte.

In der Literatur ist die Beobachtung von Widerstandssoszillationen während Elektromigrationsexperimenten beschrieben. Weitere Arbeiten versuchen diesen Effekt theoretisch zu erklären. In dieser Arbeit konnte aufgrund der hohen Genauigkeit der Widerstandsmessungen gezeigt werden, dass die *lokale* Erwärmung durch den Elektronenstrahl

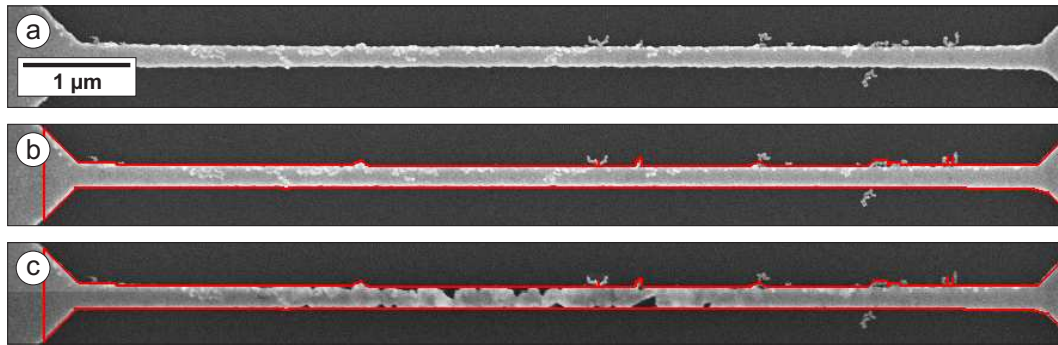
zu einer messbaren Beeinflussung des Widerstandes führt. Dieser Einfluss äußert sich in periodischen Widerstandsänderungen, die von der Position des Elektronenstrahls in Bezug auf die Leiterbahn abhängen. Auf den Gesamtverlauf und damit auf die elektromigrationsbedingten Änderungen des Widerstandes nimmt dieser Effekt keinen Einfluss.

*Erstmals* konnten im Rahmen dieser Arbeit Messungen an einkristallinen, selbstorganierten Silberdrähten mit Abmessungen im Nanometerbereich durchgeführt werden. Hierzu wurde die Kontaktierung mittels Elektronenstrahlolithographie erfolgreich an selbstorganisierte Strukturen angepasst. Überraschenderweise findet man bei den einkristallinen Silberdrähten ein völlig anderes Elektromigrationsverhalten als in polykristallinen Goldleiterbahnen. Der Ausfall erfolgt an der Anodenseite, und nicht, wie bei den Metallen üblich, an der Kathodenseite der Leiterbahnen. Der Materialtransport in diesem System erfolgt also von der Anode in Richtung der Kathode und damit entgegengesetzt zur Bewegungsrichtung der Elektronen.

Eine erste Erklärung für dieses Verhalten liegt im Überwiegen der direkten Kraft. Die Diffusion der Atome erfolgt bei den einkristallinen Silberdrähten an der Oberfläche, und wird im wesentlichen auch nicht durch zusätzliche Spannungsabgriffen beeinflusst. Theoretische Arbeiten zeigen, dass sich die Windkraft an der Oberfläche eines Metalls vermindert. In der Literatur wird weiterhin der Einfluss von Fremdatomen für eine Umkehrung der Migrationsrichtung diskutiert. Eine abschließende Erklärung für das beobachtete Verhalten muss diese Arbeit schuldig bleiben. Es gibt aber Hinweise darauf, dass dieses Verhalten stark temperaturabhängig ist, so dass zukünftige Messungen ein Augenmerk auf den Einfluss der Temperatur auf die Elektromigrationsrichtung legen können.

Für zukünftige Arbeiten ist es daher wünschenswert, die *lokale* Temperaturverteilung während der Elektromigration zu bestimmen. Hierfür bieten sich aufgrund der Dimensionen der verwendeten Leiterbahnen Messungen mit einem Thermo-AFM an. Dieses Gerät besitzt eine laterale Auflösung im Bereich von  $\simeq 100\text{ nm}$  mit der es möglich ist, die Temperatur (-erhöhung) zu bestimmen. Hiermit kann dann die Temperaturerhöhung in der Nähe einzelner Poren untersucht werden. Erste Versuche hierzu haben qualitativ gezeigt, dass dieses Verfahren anwendbar ist.

Für die Untersuchung der einkristallinen Silberdrähte ist es wünschenswert, auf die Präparation mit Hilfe der EBL zu verzichten. Hierfür müssen die Drähte sowohl *in-situ* präpariert als auch gemessen werden. Die Möglichkeit hierzu bietet das Nanoprobe (AG Möller); Sowohl die Präparation als auch die Untersuchungen mittels dreier Rastertunnelmikroskopspitzen erfolgen bei diesem Gerät im Ultrahochvakuum. In Zukunft kann damit geklärt werden, ob und welchen Einfluss Verunreinigungen und Fremdatome auf das Elektromigrationsverhalten der Silberdrähte besitzen.



**Abb. A1:** Exemplarische Darstellung zur Bestimmung der Porenfläche. Teilbild a) zeigt eine polykristalline Goldleiterbahn bevor Elektromigrationsschädigungen aufgetreten sind. In Teilbild b) ist ein Messrahmen (rot) um die Leiterbahn gelegt, der im Folgenden verwendet wird. In Teilbild c) sind Elektromigrationsschädigungen vornehmlich am Rand der Leiterbahn zu erkennen.

## A Bestimmung der Porenfläche

Zur Bestimmung der Porenfläche, die z. B. in Kap. 5.1.3 für eine tiefergehende Analyse der Schädigung einer Leiterbahn verwendet wurde, wird folgendermaßen verfahren: Bei der Bildung einer Pore innerhalb oder am Rand einer Leiterbahn entsteht im REM ein dunklerer Kontrast, der sich deutlich vom hellen Kontrast des Metalls unterscheidet. Die relative Porenfläche lässt sich über die Anzahl der Pixel<sup>19</sup> mit dunklem Kontrast zur Gesamtanzahl der Pixel einer Leiterbahn bestimmen. Die Festlegung, ob es sich bei einem dunklen Kontrast um eine Pore handelt wird dabei "per Auge" getroffen.

Abb. A1 zeigt exemplarisch die Vorgehensweise zur Bestimmung der Porenfläche. Teilbild a) zeigt eine polykristalline Goldleiterbahn vor einem Elektromigrationsexperiment. Um die Gesamtanzahl der Pixel, welche die Leiterbahn darstellen, zu bestimmen, wird zunächst ein Messrahmen (siehe Teilbild b), roter Rahmen) um die äußere Umrandung der Leiterbahn gelegt. Der Rahmen beinhaltet hierbei einen Teil (maximal 500 nm) der Kontakte, da sich auch in diesem Bereich Poren bilden können. Diese Vorgehensweise gestattet die Bestimmung der Pixelanzahl der Leiterbahn (alle Pixel innerhalb des Messrahmens). Weiterhin können so Poren am Rande der Leiterbahn korrekt erfasst werden.

Teilbild c) zeigt die Leiterbahn nach der Elektromigrationsschädigung. Mit Hilfe des Programms Adobe Photoshop® (Version 7) wird die Pixelanzahl der Poren folgendermaßen bestimmt: Mit dem so genannten "Magic Tool" wird innerhalb einer Pore die

<sup>19</sup>Ein Pixel entspricht bei einem Bitmap-Bild einem Bildpunkt. Sämtliche REM-Aufnahmen dieser Arbeit wurden mit einer Auflösung von 1024 Pixeln horizontal zu 768 Pixeln vertikal aufgenommen. Ein Bild besitzt damit eine Gesamtzahl von 786432 Pixeln.

Anzahl der Pixel bestimmt, welche in einem bestimmten Graustufenintervall liegen (typisch: 16 Graustufen von den 256 Graustufen eines Bildes, entsprechend einem 8-Bit Graustufenbild). Hierdurch wird der kontinuierliche Übergang der Grauwerte von einer Pore zum Metall berücksichtigt. Die Gesamtanzahl der Pixel aller Poren kann dann mit der Gesamtanzahl der Pixel der Leiterbahn in Verbindung gebracht werden. Bei diesem Verfahren werden dabei automatisch Unterschiede innerhalb der Graustufen bei der Aufnahme verschiedener Bilder berücksichtigt, da innerhalb eines Bildes nur die relativen Graustufenwerte ausgewertet werden.

Für das in Abb. A1 dargestellte Beispiel wurden folgende Werte bestimmt: Die Gesamtfläche der Leiterbahn innerhalb des Messrahmens in Teilbild b) beträgt 15510 Pixel. Für die summierte Porenfläche in Teilbild c) wurde ein Wert von 354 Pixeln bestimmt. Dies entspricht einer Fläche von 2,28 Prozent der Leiterbahn. Im Rahmen dieser Arbeit wurden für die ausgefallenen Leiterbahnen Porenflächen von maximal vier Prozent bestimmt. Hieran erkennt man, dass bei der Elektromigration in polykristallinen Leiterbahnen ein Großteil der Leiterbahnen nicht geschädigt ist. Dies entspricht den Erwartungen aufgrund des beobachteten Ausfalls durch eine schlitzförmige Pore senkrecht zur Stromrichtung.

## Literatur

- [1] P. S. Ho and T. Kwok, Rep. Prog. Phys. **52**, 301 (1989), *Electromigration in metals*.
- [2] O. Kraft, *Untersuchung und Modellierung der Elektromigrationsschädigung in miniaturisierten Aluminiumleiterbahnen*, Dissertation, University Stuttgart, 1995, .
- [3] International Technology Roadmap for Semiconductors, Edition 2005, Verfügbar unter: [www.itrs.net](http://www.itrs.net)
- [4] International Technology Roadmap for Semiconductors, Edition 2005, Kapitel: "Interconnect", Seite 10.
- [5] Bildquelle: IBM - Homepage (Stand Mai 2007); Verfügbar unter: [www-5.ibm.com/de/entwicklung/history/menues\\_en/menue\\_heuzu.html](http://www-5.ibm.com/de/entwicklung/history/menues_en/menue_heuzu.html)
- [6] M. E. Glicksman, *Diffusion in solids - Field Theory, Solid State Principles and Applications*, John Wiley and Sons, Inc., New York, 2000.
- [7] *Standard method for calculating the electromigration model parameters for current density and temperature*, JESD63, Jedec Standard, Electronic Industries Alliance, Arlington, USA, (1998).
- [8] A. Christou (Ed.), *Electromigration and electronic device degradation*, John Wiley and Son, New York, (1994).
- [9] S. Bai, K. P. Roenker, J. Appl. Phys. **84**(8), 4248 (1998), *Early stage electromigration in gold thin films*.
- [10] S. Kilgore, C. Gaw, H. Herny, D. Hill, D. Schroder, Mater. Res. Soc. Symp. Proc., **863**, B8.30.1-B8.30.6 (2005), *Electromigration of electroplated gold interconnects*.
- [11] P. S. Ho, Phys. Rev. B **8**, 4534 (1973), *Solute effects on electromigration*.
- [12] R. Rosenberg, L. Berenbaum, Appl. Phys. Lett. **12**(5), 201 (1968), *Resistance monitoring and effects of nonadhesion during electromigration in aluminum films*.
- [13] International Technology Roadmap for Semiconductors, Edition 2005, Kapitel: "Interconnect", Seite 8.
- [14] S. Shingubara and Y. Nakasaki, H. Kaneko, Appl. Phys. Lett. **58**(1), 42 (1991), *Electromigration in a single crystalline submicron width aluminum interconnection*.

- [15] D. Gupta (Ed.), *Diffusion Processes in Advanced Technological Materials*, 1. Auflage, Springer Verlag, Norwich, New York, USA (2004).
- [16] C. S. Hau-Riege, *Microelectr. reliab.* **44**, 195 (2004), *An introduction to Cu electromigration.*
- [17] J. R. Lloyd, *J. Phys. D: Appl. Phys.* **32**, R109 (1999), *Electromigration in integrated circuit conductors.*
- [18] J. W. Nah, J. O. Suh, K. N. Tu, *J. Appl. Phys.* **98**, 013715 (2005), *Effect of current crowding and Joule heating on electromigration-induced failure in flip chip composite solder joints tested at room temperature.*
- [19] K. N. Tu, *J. Appl. Phys.* **94**(9), 5451 (2003), *Recent advances on electromigration in very-large-scale-integration of interconnects.*
- [20] K. N. Tu, A. M. Gusak, M. Li, *J. Appl. Phys.* **93**(3), 1335 (2003), *Physics and materials challenges for lead-free solders.*
- [21] J. R. Lloyd, Online-Veröffentlichung vom 12. 4. 2002, (siehe [www.techonline.com](http://www.techonline.com) unter *Feature Articles*) *Electromigration for designers: An introduction for the non-specialist.*
- [22] D. G. Pierce and P. G. Brusius, *Microelectron. Reliab.* **37**(7), 1053 (1997), *Electromigration: A review.*
- [23] H. Wever, *Elektro- und Thermotransport in Metallen*, 1. Auflage, Johann Ambrosius Barth, Leipzig, 1972.
- [24] A. Scorzoni, B. Neri, C. Caprile, F. Fantini, *Mater. Sci. Rep.* **7**, 143 (1991), *Electromigration in thin-film interconnection lines: models, methods and results.*
- [25] H. Yasunaga and A. Natori, *Surf. Sci. Rep.* **15**, 205 (1992), *Electromigration on semiconductor surfaces.*
- [26] I. A. Blech, E. S. Meieran, *J. Appl. Phys.* **40**(2), 485 (1969), *Electromigration in thin Al films.*
- [27] B. N. Agarwala, M. J. Attardo and A. P. Ingraham, *J. Appl. Phys.* **41**(10), 3954 (1970), *Dependence of elektromigration-induced failure time on length and width of aluminum thin film conductors.*
- [28] I. A. Blech, *J. Appl. Phys.* **47**(4), 1203 (1976), *Electromigration in thin aluminum films on titanium nitride.*



- [29] H.-U. Schreiber, B. Grabe, Solid State Electronics **24**(12), 1135 (1981), *Electromigration measuring techniques for grain boundary diffusion activation energy in aluminum.*
- [30] S. Shingubara, H. Kaneko, M. Saitoh, J. Appl. Phys. **69**(1), 207 (1991), *Electromigration-induced abrupt changes in electrical resistance associated with void dynamics in aluminum interconnects.*
- [31] J. A. Nucci, A. Straub, E. Bischoff, E. Arzt and C. A. Volkert, J. Mater. Res. **17**(10), 2727 (2002), *Growth of electromigration-induced hillocks in Al interconnects.*
- [32] J. E. Sanchez Jr., L. T. McKnelly, J. W. Morris Jr., J. Electron. Mater. **19**(11), 1213 (1990), *Morphology of electromigration-induced damage and failure in Al alloy thin film conductors.*
- [33] J. E. Sanchez Jr., L. T. McKnelly, J. W. Morris Jr., J. Appl. Phys. **72**(7), 3201 (1992), *Slit morphology of electromigration-induced open circuit failures in fine line conductors.*
- [34] J. E. Sanchez Jr., O. Kraft, E. Arzt, Appl. Phys. Lett. **61**(26), 3121 (1992), *Electromigration-induced transgranular slit failures in near bamboo Al and Al-2% Cu thin-film interconnects.*
- [35] J. H. Rose, Appl. Phys. Lett. **61**(8), 2170 (1992), *Fatal electromigration voids in narrow aluminum-copper interconnect.*
- [36] T. M. Shaw, C.-K. Hu, K. Y. Lee, R. Rosenberg, Appl. Phys. Lett. **67**(16), 2296 (1995), *The microstructural stability of Al(Cu) lines during electromigration.*
- [37] C.-U. Kim, J. W. Morris Jr., H.-M. Lee, J. Appl. Phys. **82**(4), 1592 (1997), *Kinetics of electromigration-induced edge drift in Al-Cu thin-film interconnects.*
- [38] W. C. Shih, A. L. Greer, J. Appl. Phys. **84**(5), 2551 (1998), *Electromigration damage failure distributions in Al-4wt% Cu interconnects.*
- [39] C. Witt, C. A. Volkert, E. Arzt, Acta Mat. **51**, 49 (2003), *Electromigration induced Cu motion and precipitation in bamboo Al-Cu interconnects.*
- [40] E. Glickman, M. Nathan, J. Appl. Phys. **80**(7), 3782 (1996), *On the unusual electromigration behavior of copper interconnects.*
- [41] C. S. Hau-Riege and C. V. Thompson, Appl. Phys. Lett. **78**(22), 3451 (2001), *Electromigration in Cu interconnects with very different grain structures.*

- [42] P.-C. Wang, R. G. Filippi, Appl. Phys. Lett. **78**(23), 3598 (2001), *Electromigration threshold in copper interconnects*.
- [43] L. Arnaud, T. Berger, G. Reimbold, J. Appl. Phys. **93**(1), 192 (2003), *Evidence of grain-boundary versus interface diffusion in electromigration experiments in copper damascene interconnects*.
- [44] S. Yokogawa, H. Tsuchiya, Jpn. J. Appl. Phys. **44**(4A), 1717 (2005), *Scaling impacts on electromigration in narrow single-damascene Cu interconnects*.
- [45] K. L. Lee, C. K. Hu, K. N. Tu, J. Appl. Phys. **78**(7), 4428 (1995), *In-situ scanning electron microscope comparison studies on electromigration of Cu and Cu(Sn) alloys for advanced chip interconnects*.
- [46] J. He, Z. Suo, T. N. Marieb and J. A. Maiz, Appl. Phys. Lett. **85**(20), 4639 (2004), *Electromigration lifetime and critical void volume*.
- [47] J. Ruth, J. Phys.: Condens. Matter **10**, 2901 (1998), *Measurement of electrotransport induced excess vacancies in silver*.
- [48] M. Hauder, J. Gstötter, W. Hansch and D. Schmitt-Landsiedel, Appl. Phys. Lett. **78**(6), 838 (2001), *Scaling properties and electromigration resistance of sputtered Ag metallization lines*.
- [49] E. Misra, T. L. Alford, Appl. Phys. Lett. **87**, 172111 (2005), *Effect of alloying and cladding on the failure of silver metallization under high temperature and current stressing*.
- [50] B. J. Klein, J. Phys. F: Metal Phys. **3**, 691 (1973), *Electromigration in thin gold films*.
- [51] I. A. Blech, E. Kinsbron, Thin Solid Films **25**, 327 (1975), *Electromigration in thin gold films on Molybdenum surfaces*.
- [52] M. Etzion, I. A. Blech, Y. Komem, J. Appl. Phys. **46**(4), 1455 (1975), *Study of conductive gold film lifetime under high current densities*.
- [53] K. L. Tai, M. Ohring, J. Appl. Phys. **48**(1), 28 (1977), *Grain-boundary electromigration in thin films. I. Low temperature theory*.
- [54] K. L. Tai, M. Ohring, J. Appl. Phys. **48**(1), 36 (1977), *Grain-boundary electromigration in thin films. II. Tracer measurements on pure gold*.
- [55] A. Panin, A. Shugurov, J. Schreiber, Surf. Sci. **524**, 191 (2003), *Fractal analysis of electromigration-induced changes of surface topography in Au conductor lines*.

- [56] P. S. Ho, J. Phys. Chem. Solids. **27**, 1331 (1966), *Electromigration and soret effect in cobalt*.
- [57] J. J. B. Prasad and K. V. Reddy, J. Phys. D: Appl. Phys. **17**, 125 (1984), *Lateral self-diffusion and electromigration in cobalt thin films*.
- [58] J. R. Lloyd, J. Appl. Phys. **94**(10), 6483 (2003), *Electromigration induced resistance decrease in Sn conductors*.
- [59] J. L. Routbort, Phys. Rev. **176**(3), 796 (1968), *Electromigration in zinc single crystals*.
- [60] G. A. Sullivan, Phys. Rev. **154**(3), 605 (1967), *Electromigration and thermal transport in sodium metal*.
- [61] D. R. Campbell, H. B. Huntington, Phys. Rev. **179**(3), 601 (1969), *Thermomigration and electromigration in zirconium*.
- [62] H. Tanabe and M. Kitada, Def. and Diff. Forum, **95-98**, 271 (1993), *Electromigration in permalloy thin films*.
- [63] S. H. Huerth, M. P. Taylor, H. D. Hallen, B. H. Moeckly, Appl. Phys. Lett. **77**(14), 2127 (2000), *Electromigration in  $YBa_2Cu_3O_{7-\delta}$  using a metal clad near-field scanning optical microscope probe*.
- [64] J. Cho and C. V. Thompson, Appl. Phys. Lett. **54**(25), 2577 (1989), *Grain size dependence of electromigration-induced failures in narrow interconnects*.
- [65] J. R. Black, IEEE Trans. Electr. Dev. **16**(4), 338 (1969), *Electromigration - A brief survey and recent results*.
- [66] J. R. Black, Proc. IEEE **57**(9), 1587 (1969), *Electromigration failure modes in Aluminum metallization for semiconductor devices*.
- [67] K. Dagge, W. Frank, A. Seeger, H. Stoll, Appl. Phys. Lett. **68**(9), 1198 (1996), *1/f noise as an early indicator of electromigration damage in thin metal films*.
- [68] J. L. Vossen, Appl. Phys. Lett. **23**(6), 287 (1973), *Screening of metal film defects by current noise measurements*.
- [69] M. Calasco, F. Fiorillo, P. Mazzetti, Phys. Rev. Lett. **36**(1), 38 (1976), *Thermal-equilibrium properties of vacancies in metals through current-noise measurements*.
- [70] E. Arzt, O. Kraft und U. E. Möckl, Phys. Bl. **52**(3), 227 (1996), *Metalle unter Extrembedingungen - Wie der Elektronenwind Bambusstrukturen zerstört*.

- [71] W. Eberhardt, C. Kalus und L. Schleicher, Siemens Forschungs- und Entwicklungsbericht Bd. 1 Nr. 3/72, 315 (1972), *Untersuchung von Halbleiterbauelementen mit dem Rasterelektronenmikroskop.*
- [72] P. R. Besser, M. C. Madden, P. A. Flinn, J. Appl. Phys. **72**(8), 3792 (1992), *In-situ scanning electron microscopy observation of the dynamic behaviour of electromigration voids in passivated aluminum lines.*
- [73] B. H. Jo, R. W. Vook, Thin solid films **262**, 129 (1995), *In-situ ultra-high vacuum studies of electromigration in copper films.*
- [74] Y.-C. Yoo, C. V. Thompson, S. P. Baker and E. Arzt, J. Appl. Phys. **85**(4), 2108 (1997), *Electromigration proximity effects of two neighboring fast-diffusion segments in single-crystal aluminum lines.*
- [75] S.-H. Lee, J. C. Bravman, J. C. Doan, S. Lee, P. A. Flinn, T. N. Marieb, J. Appl. Phys. **91**(6), 3653 (2002), *Stress-induced and electromigration voiding in aluminum interconnects passivated with silicon nitride.*
- [76] M. A. Meyer, M. Herrmann, E. Langer, E. Zschech, Microel. Reliab. **64**, 375 (2002), *In-situ SEM observation of electromigration phenomena in fully embedded copper interconnect structures.*
- [77] A. V. Vairagar, S. G. Mhaisalkar, A. Krishnamoorthy, K. N. Tu, A. M. Gusak, M. A. Meyer, E. Zschech, Appl. Phys. Lett. **85**(13), 2502 (2004), *In-situ observation of electromigration-induced void migration in dual-damascene Cu interconnect structures.*
- [78] A. V. Vairagar, S. G. Mhaisalkar, M. A. Meyer, E. Zschech, A. Krishnamoorthy, K. N. Tu, A. M. Gusak, Appl. Phys. Lett. **87**, 081909 (2005), *Direct evidence of electromigration failure mechanisms in dual-damascene Cu interconnect tree structures.*
- [79] I. A. Blech, E. S. Meieran, Appl. Phys. Lett. **11**(8), 263 (1967), *Direct transmission electron microscope observations of electrotransport in aluminum thin films.*
- [80] C. N. Liao, K. C. Chen, W. W. Wu, L. J. Chen, Appl. Phys. Lett. **87**, 141903 (2005), *In-situ transmission electron microscope observations of electromigration in copper lines at room temperature.*
- [81] G. Schneider, D. Hambach, B. Niemann, B. Kaulich, J. Susini, N. Hoffmann, W. Hasse, Appl. Phys. Lett. **78**(13), 1936 (2001), *In-situ x-ray microscopic observation of the electromigration in passivated Cu interconnects.*

- [82] G. Schneider, M. A. Meyer, G. Denbeaux, E. Anderson, B. Bates, A. Pearson, C. Knöchel, D. Hambach, E. A. Stach, E. Zschech, J. Vac. Sci. Technol. B **20**(6), 3089 (2002), *Electromigration in passivated Cu interconnects studied by transmission x-ray microscopy*.
- [83] P. J. Pablo, A. Asenjo, J. Colchero, P. A. Serena, J. Gomez-Herrero, A. M. Baro, Surf. Interface Anal. **30**, 278 (2000), *In-situ observation of electromigration in micrometer-sized gold stripes by scanning force microscopy*.
- [84] L. E. Levine, G. Reiss, D. A. Smith, Phys. Rev. B **48**(2), 858 (1993), *In-situ scanning-tunneling-microscopy studies of early-stage electromigration in Ag*.
- [85] M. Aguilar, A. I. Oliva, P. Quintana, J. L. Pena, Thin solid films **317**, 189 (1998), *Electromigration in gold thin films*.
- [86] J. P. Dekker, A. Lodder, J. van Ek, Phys. Rev. B **56**(19), 12167 (1997), *Theory for the electromigration wind force in dilute alloys*.
- [87] J. P. Dekker, A. Lodder, J. Appl. Phys. **84**(4), 1958 (1998), *Calculated electromigration wind force in face-centered-cubic and body-centered-cubic metals*.
- [88] J. P. Dekker, P. Gumbsch, E. Arzt, A. Lodder, Phys. Rev. B **59**(11), 7451 (1999), *Calculation of the electron wind force in Al alloys*.
- [89] R. P. Gupta, Phys. Rev. B **25**(8), 5188 (1982), *Theory of electromigration in noble and transition metals*.
- [90] R. P. Gupta, Y. Serruys, G. Brebec, Y. Adda, Phys. Rev. B **27**(2), 672 (1983), *Calculation of the effective valence for electromigration in niobium*.
- [91] K. Wu, R. M. Bradley, Phys. Rev. B **50**(17), 12468 (1994), *Theory of electromigration failure in polycrystalline metal films*.
- [92] C. Pennetta, E. Alfinito, L. Reggiani, F. Fantini, I. DeMunari, A. Scorzoni, Phys. Rev. B **70**, 174305 (2005), *Biased resistor network model for electromigration failure and related phenomena in metallic lines*.
- [93] B. D. Knowlton, J. J. Clement, C. V. Thompson, J. Appl. Phys. **81**(9), 6073 (1997), *Simulation of the effects of grain structure and grain growth on electromigration and the reliability of interconnects*.
- [94] W. R. Fayad, V. K. Andleigh, C. V. Thompson, J. Mater. Res. **16**(2), 413 (2001), *Modeling of the effects of crystallographic orientation on electromigration-limited reliability of interconnects with bamboo grain structures*.

- [95] Z. Suo, W. Wang, M. Yang, Appl. Phys. Lett. **64**(15), 1944 (1994), *Electromigration instability: Transgranular slits in interconnects*.
- [96] T. O. Ogurtani, E. E. Oren, J. Appl. Phys. **90**(3), 1564 (2001), *Computer simulation of void growth dynamics under the action of electromigration and capillary forces in narrow thin interconnects*.
- [97] H. Wang, Z. Li, J. Sun, Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. **14**, 607 (2006), *Effects of stress and temperature gradients on the evolution of void in metal interconnects driven by electric current and mechanical stress*.
- [98] T. J. Smy, S. S. Winston, M. J. Bratt, J. Appl. Phys. **73**(6), 2821 (1993), *A Monte Carlo computer simulation of electromigration*.
- [99] H. B. Huntington, A. Kalukin, P. P. Meng, Y. T. Shy, S. Ahmad, J. Appl. Phys. **70**(3), 1359 (1991), *A computer simulation of stripe deterioration through electromigration*.
- [100] M. Rusanen, P. Kuhn, J. Krug, Phys. Rev. B **74**, 245423, (2006), *Kinetic Monte Carlo simulations of oscillatory shape evolution for electromigration-driven islands*.
- [101] R. S. Sorbello, Superlattices and Microstructures **23**(3/4), 711 (1998), *Landauer fields in electron transport and electromigration*.
- [102] A. Lodder, *International Conference on Diffusion in Materials*, Vortrag, DIMAT 2004, Krakau.
- [103] C. Weißmantel, C. Hamann, *Grundlagen der Festkörperphysik*, Johann Ambrosius Barth, Heidelberg, 4. Auflage, (1995).
- [104] P. G. Shewmon, *Diffusion in Solids*, McGraw-Hill Book Company, New York, 1963.
- [105] M. Tammaro, J. Appl. Phys. **86**(7), 3612 (1999), *Investigation of the temperature dependence in Black's equation using microscopic electromigration modeling*.
- [106] R. O. Simmons, R. W. Balluffi, Phys. Rev. **114**(1), 62 (1960), *Measurements of the high-temperature electrical resistance of aluminum: Resistivity of lattice vacancies*.
- [107] Y. Kraftmakher, *Lecture Notes on Equilibrium Point Defects and Thermophysical Properties of Metals*, World Scientific Publishing, (2000).



- [108] H. Landolt, R. Börnstein, *Numerical data and functional relationship in science and technology*, New Series **III**, **15**, Subvol A, Kap. 1.2.1., Springer Verlag Heidelberg, 1982.
- [109] J. P. Dekker, P. Gumbsch, J. Phys. Condens. Mat. **12**, 3281 (2000), *A kinetic model for electromigration in face-centered cubic alloys*.
- [110] O. Kraft, *Energy Dissipation at surfaces*, International Workshop SFB 616, Vortrag (2004).
- [111] J. Hoekstra, A. P. Sutton, T. N. Todorov, A. P. Horsfield, Phys. Rev. B **62**(13), 8568 (2000), *Electromigration of vacancies in copper*.
- [112] R. S. Sorbello, C. S. Chu, IBM J. Res. Develop. **32**(1), 58 (1988), *Residual resistivity dipoles, electromigration and electronic conduction in metallic microstructures*.
- [113] J. P. Dekker, C. A. Volkert, E. Arzt, P. Gumbsch, Phys. Rev. Lett. **87**(3), 035901 (2001), *Alloying effects on electromigration mass transport*.
- [114] Y.-C. Yoo, C. V. Thompson, J. Appl. Phys. **81**(9), 6062 (1997), *Electromigration-induced transgranular failure mechanisms in single-crystal aluminum interconnects*.
- [115] H. P. Longworth, C. V. Thompson, Appl. Phys. Lett. **60**(18), 2219, (1992), *Experimental study of electromigration in bicrystal aluminum*.
- [116] R. Rosenberg, M. Ohring, J. Appl. Phys. **42**(13), 5671 (1971), *Void formation and growth during electromigration in thin films*.
- [117] M. A. Korhonen, P. Børgesen, K. N. Tu, Che-Yu Li, J. Appl. Phys. **73**(8), 3790 (1993), *Stress evolution due to electromigration in confined metal lines*.
- [118] Y. J. Park, C. V. Thompson, J. Appl. Phys. **82**(9), 4277 (1997), *The effects of stress dependence of atomic diffusivity on stress evolution due to electromigration*.
- [119] R. Kirchheim, Acta Metall. Mater. **40**(2), 309 (1992), *Stress and electromigration in Al-lines of integrated circuits*.
- [120] T. Marieb, P. Flinn, J. C. Bravman, D. Gardner, M. Madden, J. Appl. Phys. **78**(2), 1026 (1995), *Observation of electromigration-induced void nucleation and growth in polycrystalline and near-bamboo passivated Al lines*.
- [121] C. Guedj, J. P. Barnes, A. M. Papon, Appl. Phys. Lett. **89**, 203108 (2006), *Atomic scale observation of corner-voiding effects in advanced interconnects*.

- [122] K. N. Tu, C. C. Yah, C. Y. Liu, C. Chen, Appl. Phys. Lett. **76**(8), 988 (2000), *Effect of current crowding on vacancy diffusion and void formation in electromigration.*
- [123] J. R. Lloyd, Appl. Phys. Lett. **79**(7), 1061 (2001), *Comment on Effect of current crowding on vacancy diffusion and void formation in electromigration* (Appl. Phys. Lett. **76**, 988 (2000)).
- [124] K. N. Tu, Appl. Phys. Lett. **79**(7), 1063 (2001), *Response to 'Comment on Effect of current crowding on vacancy diffusion and void formation in electromigration'* (Appl. Phys. Lett. **79** 1061 (2001)).
- [125] C.-K. Hu, L. Gignac, S. G. Malhotra, R. Rosenberg, S. Boettcher, Appl. Phys. Lett. **78**(7), 904 (2001), *Mechanisms for very long electromigration lifetime in dual-damascene Cu interconnects.*
- [126] J. Lienig, invited Talk ISPD06 (International Symposium on Physical Design, San Jose, 9. - 12. 4. 2006, *Introduction to electromigration-aware physical design.*
- [127] A. Gangulee, F. M. d'Heurle, Thin Solid Films **25**, 317 (1975), *Mass transport during electromigration in Aluminum-Magnesium thin films.*
- [128] A. Straub, *Factors influencing the critical product in electromigration*, Dissertation, Stuttgart (2000).
- [129] I. A. Blech, C. Herring, Appl. Phys. Lett. **29**(3), 131 (1976), *Stress generation by electromigration.*
- [130] J. R. Lloyd, J. Appl. Phys. **69**(11), 7601 (1991), *Electromigration failure.*
- [131] S. Vaidya, T. T. Sheng, A. K. Sinha, Appl. Phys. Lett. **36**(6), 464 (1980), *Linewidth dependence of electromigration in evaporated Al-0,5%Cu.*
- [132] E. Arzt, O. Kraft, W. D. Nix, J. E. Sanchez Jr., J. Appl. Phys. **76**(3), 1563 (1994), *Electromigration failure by shape change of voids in bamboo lines.*
- [133] J. Böhm, C. A. Volkert, R. Mönig, T. J. Balk, E. Arzt, J. Elect. Mater. **31**(1), 45 (2002), *Electromigration-induced damage in bamboo Al interconnect.*
- [134] Y.-C. Yoo, C. V. Thompson, J. Appl. Phys. **76**(11), 7339 (1994), *Analytical model for the grain structures of near-bamboo interconnects.*
- [135] T. Kawanoue, H. Kaneko, M. Hasunuma, M. Miyauchi, J. Appl. Phys. **74**(7), 4423 (1993), *Electromigration-induced void growth in bamboo structures.*

- [136] T. O. Ogurtani, E. E. Oren, J. Appl. Phys. **96**(12), 7246 (2004), *Electromigration-induced void grain-boundary interactions: The mean time to failure for copper interconnects with bamboo and near-bamboo structures.*
- [137] A. Zehe, A. Ramirez, Cryst. Res. Technol. **35**(5), 557 (2000), *Electromigration of aluminum through quasi bamboo-like grain blocked silicide interconnects.*
- [138] J. M. Schoen, J. Appl. Phys. **51**(1), 508 (1980), *A model of electromigration failure under pulsed condition.*
- [139] R. E. Hummel, H. H. Hoang, J. Appl. Phys. **65**(5), 1929 (1989), *On the electromigration failure under pulsed conditions.*
- [140] K. Banerjee, A. Amerasekera, G. Dixit, N. Cheung, C. Hu, IEEE International, 35th Annual Proceedings (Reliability Physics Symposium), 216 (1997), *Characterization of contact and via failure under short duration high pulsed current stress.*
- [141] J. J. Clement, J. Appl. Phys. **82**(12), 5991 (1997), *Reliability analysis for encapsulated interconnect lines under dc und pulsed dc current using a continuum electromigration transport model.*
- [142] I. A. Blech, Thin Solid Films **13**, 117 (1972), *Electromigration and cravice formation in thin metallic films.*
- [143] C.-F. Hong, M. Togo, K. Hoh, Jpn. J. Appl. Phys. **32**, L624 (1993), *Repair of electromigration-induced voids in aluminum interconnection by current reversal.*
- [144] E. Scheer, P. Joyez, D. Esteve, C. Urbina, M. H. Devoret, Phys. Rev. Lett. **78**(18), 3535, (1997), *Conduction channel transmissions of atomic-size aluminum contacts.*
- [145] M. L. Trouwborst, S. J. van der Molen, B. J. van Wees, J. Appl. Phys. **99**, 114316 (2006), *The role of Joule heating in the formation of nanogaps by electromigration.*
- [146] Z. M. Wu, M. Steinacher, R. Huber, M. Calame, S. J. van der Molen, C. Schöneberger, Appl. Phys. Lett. **91**, 053118 (2007), *Feedback controlled electromigration in four-terminal nanojunctions.*
- [147] S. I. Khondaker, Z. Yao, Appl. Phys. Lett. **81**(24), 4613 (2002), *Fabrication of nanometer-spaced electrodes using gold nanoparticles.*
- [148] Z. K. Keane, L. H. Yu, D. Natelson, Appl. Phys. Lett. **88**, 06214 (2006), *Magnetoresistance of atomic-scale electromigrated nickel nanocontacts.*

- [149] D. R. Strachan, D. E. Smith, D. E. Johnston, T.-H. Park, M. J. Therien, D. A. Bonnell, A. T. Johnson, Appl. Phys. Lett. **86**, 043109 (2005), *Controlled fabrication of nanogaps in ambient environment for molecular electronics*.
- [150] B. Stahlmecke, *Strukturelle und magnetische Eigenschaften nanostrukturierter Systeme*, Diplomarbeit, Duisburg (2002).
- [151] P. A. Peterson, Z. J. Radzimski, S. A. Schwalm, P. E. Russell, J. Vac. Sci Technol. B **10**(6), 3088 (1992), *Low-voltage electron beam lithography*.
- [152] E. A. Dobisz, C. R. Marrian, R. E. Salvino, M. A. Ancona, F. K. Perkins, N. H. Turner, J. Vac. Sci. Technol. B **11**(6), 2733 (1993), *Reduction and elimination of proximity effects*.
- [153] B. Hausmanns, *Magnetowiderstand und Ummagnetisierungsprozesse in einzelnen nanostrukturierten magnetischen Leiterbahnen*, Dissertation, Universität Duisburg-Essen (Standort Duisburg), Duisburg, 2003.
- [154] T. Hülser, private Mitteilung.
- [155] Carl-Zeiss NTS Division; früher LEO Elektronenmikroskopie GmbH, Produktinformation sowie Serviceinformationen.
- [156] J. I. Goldstein, H. Yakowitz, *Practical Scanning Electron Microscopy*, Plenum Press, New York, (1975).
- [157] L. Reimer, G. Pfefferkorn, *Rasterelektronenmikroskopie*, 2. neu bearbeitete und erweiterte Auflage, Springer Verlag Berlin, (1977).
- [158] Ph. Ebert, *Rastersondenmikroskopie*, Beitrag A2 in *29. Ferienkurs Jülich - Physik der Nanostrukturen*, Schriften des Forschungszentrums Jülich Materie und Material, Bd 1, Jülich, 1998.
- [159] O. Dmitrieva, private Mitteilung.
- [160] D. B. Williams, C. B. Carter, *Transmission Electron Microscopy - A textbook for Material Science*, Plenum Press, New York, (1996).
- [161] M. Vennemann, private Mitteilung.
- [162] K. K. Roos, K. L. Roos, M. Horn-von Hoegen, F.-J. Meyer zu Heringdorf, J. Phys: Cond. Mat. **17**, 1407 (2005), *High temperature self assembly of Ag nanowires on vicinal Si(001)*.

- [163] T. Michely, M. C. Reuter, M. Copel, R. M. Tromp, Phys. Rev. Lett. **73**, 2095 (1994) *Symmetry, structure, and step induced ordering of the Si(001)-(2 × 3)Ag surface.*
- [164] A. Meier, P. Zahl, R. Vockenroth, M. Horn-von Hoegen, Appl. Surf. Sci. **123-124**, 694 (1998), *Step arrangement control of vicinal Si(001) by Ag adsorption.*
- [165] F.-J. Meyer zu Heringdorf, *Goldinduzierte Nanostrukturierung vicinaler Si(001) Oberflächen*, Dissertation, Hannover, 1999.
- [166] B. Stahlmecke, F.-J. Meyer zu Heringdorf, L. I. Chelaru, M. Horn von Hoegen, G. Dumpich, K. R. Roos, Appl. Phys. Lett. **88**, 053122 (2006), *Electromigration in self-organized single-crystalline silver wires.*
- [167] H. Onneken, *Leitfähigkeit von selbstorganisierten Eisennanodrähten*, Diplomarbeit, Universität Duisburg-Essen (Standort Duisburg), Duisburg, 2006.
- [168] R. Meckenstock, D. Spoddig, *private Mitteilung.*
- [169] B. Stahlmecke, G. Dumpich, J. Phys.: Condens. Matter **19**, 046210 (2007), *Resistance behaviour and morphological changes during electromigration in gold wires.*
- [170] K. I. Schiffmann, Nanotechnology **4**, 163 (1993), *Investigation of fabrication parameters for electron beam induced deposition of contamination tips used in atomic force microscopy.*
- [171] B. Stahlmecke, G. Dumpich, Appl. Phys. Lett. **90**, 043517, (2007), *Influence of the electron beam on electromigration measurements within a scanning electron microscope.*
- [172] J. Cho, R. Gungor, D. Maroudas, Appl. Phys. Lett. **86**, 241905 (2005), *Effects of electromigration-induced void dynamics on the evolution of electrical resistance in metallic interconnect lines.*
- [173] B. Stahlmecke, G. Dumpich, Def. Diff. Forum **237-240**, 1163 (2005), *In-situ observation of electromigration in gold nanowires.*
- [174] M. Strasser, M. Schneegans, H. Hammer, R. Frahm, Fresenius J. Anal. Chem. (1999) 365:99, *Stepped current electromigration test of multilevel aluminum metallizations on wafer level.*
- [175] Werte entnommen: [www.periodensystem.com](http://www.periodensystem.com)
- [176] O. Kraft, E. Arzt, Appl. Phys. Lett. **66**(16), 2063 (1995), *Numerical simulation of electromigration-induced shape changes of voids in bamboo lines.*

- [177] K. Sasagawa, K. Naito, H. Kimura, M. Saka, H. Abè, J. Appl. Phys. **87**(6), 2785 (2000), *Experimental verification of prediction method for electromigration failure of polycrystalline lines.*
- [178] C. Durkan, M. A. Schneider, M. E. Welland, J. Appl. Phys. **86**(3), 1280 (1999), *Analysis of failure mechanisms in electrically stressed Au nanowires.*
- [179] C. Durkan, M. E. Welland, Ultramicroscopy **82**, 125 (2000), *Analysis of failure mechanisms in electrically stressed gold nanowires.*
- [180] M. Hansen, *Constitution of binary alloys*, 2nd Edition, McGraw-Hill Book Company, New York, 1958, Seite 189.
- [181] E. C. C. Yeh, K. N. Tu, J. Appl. Phys. **89**(6), 3203 (2001), *Effects of contact resistance and film thickness on current crowding and the critical product of electromigration in Blech structures.*
- [182] R. A. Sigsbee, J. Appl. Phys. **44**(6), 2533 (1973), *Electromigration and metalization lifetimes.*
- [183] C. Pennetta, arXiv:cond-mat/0406648 (2004), *Resistance noise near to electrical breakdown: Steady state of random networks as a function of the bias.*
- [184] Z. Suo, W. Wang, J. Appl. Phys. **76**(6), 3410 (1994), *Diffusive bifurcation in stressed solid.*
- [185] Q. G. Zhang, B. Y. Cao, X. Zhang, M. Fuiji, K. Takahashi, Phys. Rev. B **74**, 134109, (2006), *Influence of grain boundary scattering on the electrical and thermal conductivities of polycrystalline gold nanofilms.*
- [186] A. F. Mayadas, M. Shatzkes, Phys. Rev. B **1**(4), 1382 (1970), *Electrical-resistivity model for polycrystalline films: the case of arbitrary reflection at external surfaces.*
- [187] J. J. Plombon, E. Andideh, V. M. Dubin, J. Maiz, Appl. Phys. Lett. **89**, 113124 (2006), *Influence of phonon, geometry, impurity and grain size on copper line resistivity.*
- [188] W. Steinhögl, G. Schindler, G. Steinlesberger, M. Traving, M. Engelhardt, J. Appl. Phys. **97**, 023706 (2005). *Comprehensive study of the resistivity of copper wires with lateral dimensions of 100 nm and smaller.*
- [189] C. Durkan, M. E. Welland, Phys. Rev. B **61**(20), 14215 (2000), *Size effects in the electrical resistivity of polycrystalline nanowires.*



- [190] M. Hartmann, *Untersuchungen zur Elektromigration von Nanostrukturierten Silber-Leiterbahnen*, Diplomarbeit, Duisburg (2006).
- [191] F.-J. Meyer zu Heringdorf, *private Mitteilung*.
- [192] B. Stahlmecke, L. Í. Chelaru, F.-J. Meyer zu Heringdorf, G. Dumpich, AIP Conference Proceedings **817**, 65 (2006), *Electromigration in gold and single crystalline silver nanowires*.
- [193] R. S. Sorbello, *Theory of electromigration* in Solid State Physics, Bd. 51, H. Ehrenreich, F. Spaepen (Eds.), Academic Press, London, New York (1991).
- [194] R. E. Hummel, H. J. Geier, Thin Solid Films **25**, 335 (1975), *Activation energy for electrotransport in thin silver and gold films*.
- [195] R. E. Hummel, R. M. Breitling, Appl. Phys. Lett. **18**(9), 373 (1971), *On the direction of electromigration in thin silver, gold and copper films*.
- [196] R. E. Hummel, R. T. DeHoff, Appl. Phys. Lett. **27**(2), 64 (1975), *On the controversy about the direction of electrotransport in thin gold films*.
- [197] R. E. Hummel, B. K. Krumeich, R. T. DeHoff, Appl. Phys. Lett. **33**(11), 960 (1978), *The effect of minor constituents on the electrotransport-induced failure site in thin gold films*.
- [198] R. E. Hummel, S. Matts-Goho, R. T. DeHoff, J. Appl. Phys. **54**(4), 2855 (1983), *New insights on the reversal of the site of electromigration failure in gold films doped with alkali*.

## Abbildungsverzeichnis

1.1	Beispiel für Elektromigrationseffekte in einer Goldleiterbahn. . . . .	2
1.2	Übersicht der Metallisierungsebenen innerhalb eines IC's. . . . .	3
1.3	Metallisierungen innerhalb eines IC's. . . . .	4
1.4	Widerstand von Kupfermetallisierungen als Funktion der Strukturgröße. .	6
2.1	Schematische Darstellung der Kräfte innerhalb eines metallischen Festkörpers. . . . .	11
2.2	Schematische Darstellung des Potentialverlaufs während der Elektromigration. . . . .	14
2.3	Schematische Darstellung der fünf verschiedenen Sprungmöglichkeiten innerhalb des Fünf-Frequenzen-Modells. . . . .	16
2.4	Schematische Darstellung der verschiedenen Diffusionspfade innerhalb einer Leiterbahn. . . . .	18
2.5	Schematische Darstellung eines Tripelpunktes. . . . .	19
2.6	Stromdichteverteilung bei einem Richtungswechsel in einer Leiterbahn. .	21
2.7	Klassisches Blech-Experiment am Beispiel von Aluminiumleiterbahnen. .	23
2.8	Mittlere Ausfallzeit und Abweichungen der Ausfallzeit in Aluminiumleiterbahnen. . . . .	26
3.1	Prozessschritte bei der Elektronenstrahlolithographie. . . . .	31
3.2	Typisches Layout, welches bei der Herstellung von polykristallinen Goldleiterbahnen verwendet wird. . . . .	32
3.3	Chipcarrier mit kontaktierter Probe. . . . .	33
3.4	Elektromigrationsmessplatz im Reinraum. . . . .	34
3.5	Zur Berechnung des Widerstandes $R(0)$ der unbelasteten Leiterbahnen. .	35
3.6	Beispiel einer mittels AFM abgebildeten Goldleiterbahn. . . . .	38
3.7	TEM- und REM-Aufnahmen einer geschlossenen Goldschicht. . . . .	39
3.8	Bestimmung der mittleren Korngröße anhand von TEM- und REM-Aufnahmen. . . . .	40
3.9	Facettierung der 4 Grad fehlgeneigten Siliziumoberfläche. . . . .	42
3.10	Wachstum von einkristallinen Silberdrähten. . . . .	43

3.11	Prozessschritte zur Kontaktierung der einkristallinen Silberdrähte. . . . .	44
4.1	Detail einer Widerstandskurve zu Beginn einer typischen Elektromigrationsmessung. . . . .	51
4.2	Temperaturerhöhung einer Goldleiterbahn in Abhängigkeit der Leistung .	53
4.3	Bestimmung der Temperaturerhöhung in Abhängigkeit der Stromdichte .	54
4.4	Typische Messkonfiguration der <i>in-situ</i> Elektromigrationsmessungen. . .	57
4.5	Einfluss des Elektronenstrahls auf den gemessenen Widerstand. . . . .	58
5.1	Elektromigration in einer polykristallinen Goldleiterbahn. . . . .	63
5.2	Zeitliche Entwicklung des Widerstandes am Beispiel der Leiterbahn aus Abb. 5.1. . . . .	65
5.3	Zeitliche Entwicklung der Porenfläche am Beispiel der Leiterbahn aus Abb. 5.1. . . . .	67
5.4	Zeitliche Entwicklung der Stromdichte der Leiterbahn aus Abb. 5.1. . . .	68
5.5	Detail der morphologischen Entwicklung der Leiterbahn aus Abb. 5.1. . .	69
5.6	Weiteres Beispiel zur Entwicklung des Widerstandes. . . . .	72
5.7	Weiteres Beispiel zur Entwicklung der Porenfläche. . . . .	73
5.8	Weiteres Beispiel zur Entwicklung der Stromdichte. . . . .	74
5.9	Einfluss von tiefen Temperaturen auf das Elektromigrationsverhalten. . .	75
5.10	Einfluss von vorgegebenen Engstellen auf das Elektromigrationsverhalten.	76
5.11	Beispiel für das Kornwachstum während der Elektromigration in Goldleiterbahnen. . . . .	78
5.12	Beispiel für vermindertes Kornwachstum durch den Einfluss von Kohlenstoffverunreinigungen. . . . .	80
5.13	Beispiel für morphologische Änderungen während eines Experiment zur reversiblen Elektromigration. . . . .	82
5.14	Details morphologischer Veränderungen innerhalb einer Goldleiterbahn während eines Experiments zur reversiblen Elektromigration. . . . .	83
5.15	Zeitliche Entwicklung des Widerstandes während eines Experiments zur reversiblen Elektromigration. . . . .	85
5.16	Verknüpfung von morphologischen Details mit Widerstandsdaten für die reversible Elektromigration. . . . .	87

5.17	Beispiel für die Bestimmung einer alternativen Blech-Länge anhand von <i>in-situ</i> REM-Aufnahmen. . . . .	88
5.18	Bestimmung des kritischen Produkts anhand der alternativen Blechlänge. . . . .	90
6.1	Elektromigration in einem einkristallinen Silberdraht. . . . .	97
6.2	Simultanes Elektromigrationsexperiment an einem einkristallinen Silberdraht und einer polykristallinen Goldleiterbahn. . . . .	99
6.3	Positionen der Messfenster für die EDX-Untersuchung an einem einkristallinen Silberdraht. . . . .	101
6.4	Reversible Elektromigration in einem einkristallinen Silberdraht. . . . .	102
6.5	Mit Kohlenstoffverunreinigungen bedeckter, einkristalliner Silberdraht. . . . .	104
6.6	Elektromigrationsexperiment an einem einkristallinen Silberdraht mit zusätzlichen Spannungsabgriffen. . . . .	105
A1	Bestimmung der Porenfläche. . . . .	112

## Tabellenverzeichnis

4.1	Übersicht der linearen Temperaturkoeffizienten von polykristallinen Goldleiterbahnen. . . . .	49
4.2	Übersicht der Stromdichteexponenten für polykristalline Goldleiterbahnen. . . . .	55

# Danksagung

Folgende Personen haben mich während der letzten Jahre nicht nur im Hinblick auf diese Dissertation unterstützt. Hierfür möchte ich mich herzlich bedanken:

Dank an Prof. Dr. G. Dumpich für die interessante und herausfordernde Aufgabenstellung, die stete Diskussionsbereitschaft und die unermüdliche Lesefreude, die maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit und zu einer Reihe von Veröffentlichungen geführt hat. Formulierungen sind nicht so meine Sache, wie man hier auch wieder merkt...

Dank an Prof. Dr. M. Farle für die freundliche Aufnahme in seine neue (Gesamt-) Arbeitsgruppe und das Interesse an dieser nicht-magnetischen Arbeit.

Prof. Dr. Mehmet Acet und Dr. Andreas Ney danke ich für die vielen aufschlussreichen Diskussionen über Festkörperphysik.

Ein besonderer Dank für die technische Unterstützung an: Horst Zähres für viele beantwortete und noch mehr *neue* Fragen; Michael Vennemann für die Unterstützung bei Computerproblemen und vielfältigen Diskussionen nicht nur über fachliche Fragen; Wolfgang Kunze für Problemlösungen am REM (REM: Radfahren, Einzelzeit und Mannschaft); Dieter Schädel für die prompt und perfekt ausgeführten Werkstattarbeiten. Ohne Euch gäbe es keine Dissertationen in der Gruppe...

Dank auch an die Teamassistenten: Gudrun Ciolek, Sabina Grubba, Thomas Friedrich und Helga Mundt; die Mühlen der Unibürokratie haben Euch noch nicht klein gemahlen...

Peter Hinkel gilt mein Dank für die EDX-Untersuchungen an diversen Proben.

Meinen ehemaligen Bürokolleginnen Olga und Zahra gilt mein Dank für die vielen physikalischen Diskussionen und für die Ablenkung von allzu fachlichen Fragen; ihnen verdanke ich meine russischen und persischen Sprachkenntnisse...

Den Mitgliedern des Dönerclubs und späteren Doktorandentreffs: Dr. (Kalbfleischdöner) Thorsten, Dr. (Hähnchendöner) Tommy, Dr. (Dönerspieß) Eyup: Für kritische Manuskriptdurchsichten, Aufmunterungen und Spaß jenseits der Physik.

Christoph Hassel danke ich für die Anfertigung der Tieftemperaturmessungen. Michaela Hartmann hatte einige Proben hergestellt. Oliver Posth als indirektem Nachfolger des Reinraum/REM Admins wünsche ich alles Gute: lass Dich nicht aufreiben...

Herrn Dr. Ralf Meckenstock und Herrn Dr. Detlef Spoddig danke ich für die ersten Thermo-AFM Aufnahmen; leider bislang nur mit qualitativem Ergebnis.

Bedanken möchte ich mich auch für die gute Zusammenarbeit im Reinraum der AG Lorke: Dank an Thorsten Müller, Dr. Marco Ruß, Dr. Oliver Wibbelhoff und Tim

Hülser sowie den nicht namentlich genannten Mitarbeitern (z. B. Ferdinand Müller und Matthias Bartsch), die immer für eine interessante Arbeitsatmosphäre gesorgt haben.

Allen nicht namentlich genannten Mitarbeiterinnen und Mitarbeitern der Arbeitsgruppe danke ich für die schöne Zeit an der Uni Duisburg...

Besonderer Dank gebührt meinen Eltern für die stete Unterstützung und Aufmunterung: Ohne Euch wäre ich nicht da wo ich jetzt bin. Dank auch an meine Brüder nebst Familien, es ist schön auch normale Leute zu kennen.

Zu guter Letzt ein ganz besonderer Dank an meine Freundin Alex: Für's Korrekturlesen, für's Verständnis haben, für's Aufmuntern... einfach dafür, dass Du da bist!

Für die finanzielle Unterstützung der DFG im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 616 - *Energiedissipation an Oberflächen* möchte ich mich ebenfalls recht herzlich bedanken.



## Tabellarischer Lebenslauf

Name:	Burkhard Wilhelm Stahlmecke	
Geburtsdatum/-ort:	20.08.1976 in Dinslaken	
Staatsangehörigkeit:	Deutsch	
Familienstand:	ledig	
Eltern:	Hubert Stahlmecke Cecilia Stahlmecke geb. Rieger	
Schulbildung:	1983-1987	Hagenschule, Dinslaken
	1987-1996	Otto-Hahn-Gymnasium, Dinslaken
Hochschulbildung:	Okt. 1996	Erstimmatrikulation für das Fach Physik (DII) an der Gerhard- Mercator-Universität Duisburg, Duisburg
	Sep. 1999	Diplomvorprüfung
	Aug. 2001	Diplomhauptprüfung
	Aug. 2001 - Aug. 2002	Diplomarbeit, Thema: <i>Strukturelle und magnetische Eigenschaften nanostrukturierter Systeme</i>
	Sep. 2002 - Dez. 2006	Promotion an der Gerhard- Mercator-Universität Duisburg, bzw. der Universität Duisburg-Essen (Standort Duisburg)
	26. 11. 2007	Wiss. Ang. SFB 616 Einreichung der Dissertation
Berufliches:	ab Jan. 2007	Wiss. Ang. Institut für Energie- und Umwelttechnik, IUTA e. V., Duisburg

# Erklärung

Hiermit erkläre ich, Burkhard Stahlmecke, die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst und keine außer den angegebenen Quellen verwendet zu haben.

Dinslaken, den 26. 11. 2007



Burkhard Stahlmecke

## Vorträge / Poster

Im folgenden sind die im Laufe dieser Arbeit entstandenen Vorträge und Posterbeiträge bei nationalen und internationalen Veranstaltungen verzeichnet.

### Vorträge:

1. B. Stahlmecke und G. Dumpich, nationaler Workshop SFB 616, Witten - Bommerholz, 24. - 27. 9. 2003, *Elektromigration in Nanodrähten*.
2. B. Stahlmecke und G. Dumpich, DPG - Frühjahrstagung, Regensburg, 8. - 12. 3. 2004, *Elektromigration in Gold-Nanodrähten*.
3. B. Stahlmecke und G. Dumpich, sixth international conference on diffusion in materials - DIMAT, Krakau, 18. - 23. 7. 2004, *In-situ Observation of Electromigration in Gold Nanowires*. Erster Preis: *Best Young Scientist Oral Presentation*.
4. B. Stahlmecke, M. Hartmann und G. Dumpich, DPG - Frühjahrstagung, Berlin, 4. - 9. 3. 2005, *Elektromigration in (Nano-) Leiterbahnen mit Engstellen und Inseln*.
5. B. Stahlmecke, M. Hartmann und G. Dumpich, nationaler Workshop SFB 616, Remagen, 21. - 23. 9. 2005, *Elektromigration in Gold- und einkristallinen Silber-Nanodrähten*.
6. B. Stahlmecke und G. Dumpich, DPG - Frühjahrstagung, Dresden, 27. - 31. 3. 2006, *Reversible Electromigration in Gold - Nanowires*.

### Poster:

1. D. Severin, B. Stahlmecke, W. Kunze und G. Dumpich, International Symposium on Structure and Dynamics of Heterogenous Systems, Duisburg, 28. - 29. 11. 2002, *Preparation of Nanodot Arrays: Characterization and Electrical Measurements*.
2. B. Stahlmecke, W. Kunze und G. Dumpich, DPG - Frühjahrstagung, Dresden, 24. - 28. 3. 2003, *Herstellung und Charakterisierung magnetischer Punktgitter mittels Elektronenstrahlolithographie*.
3. B. Stahlmecke und G. Dumpich, International Symposium on Structure and Dynamics of Heterogenous Systems, Duisburg, 20. - 21. 11. 2003, *Electromigration in Thin Gold Nanowires*.
4. B. Stahlmecke, Ch. Hassel, M. Brands, B. Hausmanns und G. Dumpich, interner Workshop SFB 491, "Klaukenhof" - Lennestadt, 5. - 8. 4. 2004, *Nanostrukturen mittels Elektronenstrahlolithographie*.

5. B. Stahlmecke und G. Dumpich, internationaler Workshop SFB 616: *Energy Dissipation at Surfaces*, Wesseling, 27. - 30. 9. 2004, *Electromigration in nanostructured Nanowires*.
6. B. Stahlmecke, L. Chelaru, F.-J. Meyer zu Heringdorf und G. Dumpich, international Workshop: *8th international Workshop on Stress-Induced Phenomena in Metallization*, Dresden, 12. - 14. 9. 2005, *Electromigration in Gold and Single-Crystalline Silver Nanowires*. Dritter Preis: *Best Poster Presentation*.
7. B. Stahlmecke und G. Dumpich, F.-J. Meyer zu Heringdorf, M. Horn von Hoegen, R. Möller, internationaler Workshop SFB 616: *Energy Dissipation at Surfaces*, Wesseling, 24. - 28. 9. 2006, *Electromigration in Polycrystalline Gold Nanowires*.

# Veröffentlichungen

Wesentliche Teile dieser Arbeit wurden im Einvernehmen mit Herrn Prof. Dumpich bereits veröffentlicht:

1. B. Stahlmecke and G. Dumpich, Phase Trans. **78** (Nos. 1-3), 105 - 113 (2005), *Fabrication of high density dot lattices with electron beam lithography*. DOI: 10.1080/01411590412331316717
2. B. Stahlmecke and G. Dumpich, Defect and Diff. Forum **237-240**, 1163 - 1167 (2005), *In-situ observation of electromigration in gold nanowires*. ISBN: 3-908451-07-08/05
3. B. Stahlmecke, F.-J. Meyer zu Heringdorf, L. Í. Chelaru, M. Horn von Hoegen, G. Dumpich, K. R. Roos, Appl. Phys. Lett. **88**, 053122 (2006), *Electromigration in self-organized single-crystalline silver nanowires*. DOI: 10.1063/1.2172012
4. B. Stahlmecke, L. Í. Chelaru, F.-J. Meyer zu Heringdorf, G. Dumpich, AIP Conference Proceedings **817**, 65 - 70 (2006), *Electromigration in gold and single-crystalline silver nanowires*. DOI: 10.1063/1.2173533
5. B. Stahlmecke and G. Dumpich, Appl. Phys. Lett. **90**, 043517 (2007), *Influence of the electron beam on electromigration measurements within a scanning electron microscope*. DOI: 10.1063/1.2432304
6. B. Stahlmecke and G. Dumpich, J. Phys.: Condens. Matter **19**, 046210 (11pp) (2007), *Resistance behaviour and morphological changes during electromigration in gold wires*. DOI: 10.1088/0953-8984/19/4/046210

Weitere Veröffentlichungen:

7. D. Reuter, S. Hoch, B. Hausmanns, B. Stahlmecke, G. Dumpich, R. Wieser, U. Nowak, A. D. Wieck, J. Magn. Magn. Mater. **272-276**, 1654 - 1655 (2004), *Hall magnetometry on Co, Fe, and Py nanowires*. DOI: 10.1016/j.jmmm.2003.12.241
8. A. Terheiden, C. Mayer, K. Moh, B. Stahlmecke, S. Stappert, M. Acet, B. Rellinghaus, Appl. Phys. Lett. **84**(19), 3891 - 3893 (2004), *Postdeposition organic coating and self-assembly of gas phase prepared FePt nanoparticles on lipid reservoir films*. DOI: 10.1063/1.1738943